

Eingehende Fehlercharakterisierung
und analytische Modellierung von Brüchigkeiten/
Schalenfehlern auf Grobblechoberflächen

D i s s e r t a t i o n

zur Erlangung des Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften
(Dr.-Ing.)

vorgelegt von
Dipl.-Phys. Bengt-Henning Maas

genehmigt von
Der Fakultät für Natur- und Materialwissenschaften
der Technischen Universität Clausthal

1. Referent:	Prof. Dr. K.-H. Spitzer
2. Referent:	Prof. Dr. F. Klawonn
eingereicht am:	18.03.2016
mündliche Prüfung (Disputation) am:	18.10.2016

Bengt-Henning Maas: „Eingehende Fehlercharakterisierung und analytische Modellierung von Brüchigkeiten/ Schalenfehlern auf Grobblechoberflächen“

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit sind Ursachen und Entstehungsmechanismen von Schalenfehlern auf Grobblechoberflächen mittels Advanced Analytics und Data Mining Methoden an Prozessdaten aus den Stahlwerks- und Grobblechwalzprozessen sowie Qualitätsdaten aus makroskopischen und mikroskopischen Fehlercharakterisierungen untersucht worden. Die Kernhypothese dieser Arbeit ist es, dass multi-dimensionale, nicht-lineare Abhängigkeiten zwischen verketteten Einflussfaktoren aus sowohl den metallurgischen Prozessschritten (Flüssigmetallurgie und Stranggießen), als auch dem Grobblechwalzprozess und der Entstehung und dem Auftreten von Schalenfehlern auf Grobblechoberflächen existieren und diese mit Advanced Analytics und Data Mining Methoden identifiziert, qualitativ eingegrenzt und für diese Eingrenzung quantitativ bestimmt werden können. Die identifizierten, für die Schalenfehlerentstehung kritischen Prozessparameterkombinationen und zugehörigen Schwellwerte können zudem durch den Abgleich mit physikalischen, werkstoffkundlichen und prozesstechnischen Gesetzmäßigkeiten sowie durch flankierende Labor- und Betriebsversuche plausibilisiert werden.

Dazu wurden im Rahmen dieser Arbeit alle bei den Projektpartnern Salzgitter Flachstahl GmbH und Ilsenburger Grobblech GmbH verfügbaren Prozess- und Qualitätsparameter der Stahlwerks- und Grobblechwalzprozesse, die Eigenschaften der untersuchten Stahlschmelzen und Schlacken, sowie die Qualitätsbewertungen an den fertig gewalzten Grobblechen statistisch ausgewertet und unter Anwendung der oben genannten Methoden, Korrelationen zwischen den Qualitätsbefunden und Prozessparameterkombinationen mit potentiell kritischen Schwellwerten identifiziert.

Es ist durch kritische Interpretation der Data Mining Ergebnisse und Wahl der optimalen Modellparametereinstellungen bei der Konfiguration der Data Mining Verfahren (Entscheidungsbäume, künstliche neuronale Netze, Clustering-Verfahren) möglich, diejenigen Prozessparameterkombinationen zu identifizieren, die auch nach den geltenden physikalischen, metallurgischen und werkstoffkundlichen Gesetzmäßigkeiten als ursächlich für die Entstehung von Schalenfehlern oder Brüchigkeiten am Grobblech gelten können und welche sich ebenfalls in Versuchsreihen an mit künstlichen Fehlern versehenen Brammenstücken, in Glühversuchen und durch thermodynamische Simulationen belegen lassen. Ein weiterer Fokus dieser Arbeit liegt auf der eingehenden Charakterisierung von Schalenfehlern oder Brüchigkeiten, wie sie am Grobblech auftauchen, aber auch auf Bandstahloberflächen beobachtet werden. Dazu wurde ein Schalenfehler-Fehlerkatalog und ein Übersetzungsschlüssel für die unterschiedlichen in der Fachliteratur, in den Qualitätsabteilungen der beteiligten Werke zu findenden Fehlerbezeichnungen und Ausprägungen erstellt. In umfassenden Untersuchungsreihen wurden zudem Schalenfehlerbefunde mit wachsender Auflösungstiefe analysiert und auf diese Weise metallographische (Schliffe mit Lichtmikroskopie), spektroskopische (Elektronen-Streu-Verfahren und Röntgen-diffraktometrie-Verfahren) und makroskopische Fehlerbefunde miteinander in Einklang gebracht und unterschiedlichen Entstehungsmechanismen zugeordnet. Die Ergebnisse der mikroskopischen Schalenfehleruntersuchungen wurden außerdem mittels bildanalytischer Verfahren ausgewertet und auf diese Weise zusätzliche Qualitätsdaten geschaffen, die eine automatische Fehlerklassenzuordnung anhand der Schliffbilder zulassen. Durch Anwendung von Data Mining Verfahren auf ebendiese bildanalytisch generierten Fehler-Qualitätsdaten und Stahlwerks- und Walzwerksparemtern von den Blechen bzw. Schmelzen aus denen die Fehlerproben stammten, konnten außerdem die statistischen Hinweise auf die fehlerursächlichen kritischen Prozessparameter-kombinationen aus der Gesamtdatenanalyse präzisiert werden.

Eine Erkenntnis dieser Untersuchungen ist, dass die Datenanalyse mit Data Mining Werkzeugen ein mächtiges Werkzeug ist, dass allein zwar erste Hinweise auf die Haupteinflussfaktoren für die Entstehung eines Materialfehlers wie einen Schalenfehler liefern kann, ohne die zusätzliche Betrachtung von physikalischen, werkstoffabhängigen und prozesstechnischen Randbedingungen und kritische Ergebnisinterpretation jedoch die Gefahr von Fehlschlüssen mit sich bringt und eine Ursache-Wirkungs-Beziehung erst nach eingehender Detailuntersuchung, phänomenologischer Plausibilisierung und Beleg in Labor- und Betriebsversuchen ableitbar ist. Dann jedoch können die Advanced Analytics und Data Mining Verfahren eine sehr gewinnbringende Ergänzung des Methodenbaukastens bei der Charakterisierung und Untersuchung von Schalenfehler-Entstehungsmechanismen sein.

Bengt-Henning Maas: „Extensive defect characterization and analytical modelling of surface laminations/ sliver defects on heavy plate surfaces“

Abstract/ Summary

In this work, reasons for and forming mechanisms of surface laminations on heavy plate surfaces have been studied. Advanced Analytics and Data Mining methods have been applied to large sets of process and quality data from steel plant, rolling mill and the subsequent macroscopic and microscopic defect characterizations. The main thesis is, that there are multi-dimensional, non-linear cause and effect relations between linked influencing factors from both metallurgical (secondary metallurgy and continuous casting) and rolling processes and the formation and occurrence of surface lamination defects on heavy plate surfaces and that these cause and effect relations can be identified, quantified and validated by means of Advanced Analytics and Data Mining. The identified critical process parameter combinations may also be verified by looking into material science, physical and process technology laws, the same as results from laboratory trials and experiments.

In order to achieve that, all available process and quality parameters from the steel plant, plate rolling mill and quality department of the project partners Salzgitter Flachstahl GmbH and Ilseburger Grobblech GmbH were analyzed statistically using the above mentioned techniques. Through critical interpretation, choice of correct model parameter settings (neural networks, decision trees, clustering algorithms) it was possible to identify process parameter combinations and threshold values that are explicable and verifiable by general material science and physical laws. The annealing and rolling trials carried out on prepared samples with artificially induced defects, support the statistically identified defects causes, too. Thermodynamic simulations were also used to verify the statistical results from the Data Mining analysis.

Another focus of this work lay on a detailed defect characterization. A unified defect catalogue was developed, including a translation key in order to introduce a mutual defect terminology among the different defect names found in literature and the quality departments of the involved production sites. Various defect analyses of different types of surface laminations with increasing resolution allowed for building specific defect classes according to the macroscopic, microscopic (light microscopy) and spectroscopic characterisation results. These defect classes could then be successfully routed back to defect specific origins in the manufacturing process. Microscopic defect characterization results were analyzed using image processing technology. As a result, additional quality data could be generated and subsequently used during detailed Data Mining analysis. The Data Mining results using the quality data information from microscopic images allowed for verifying and refining the results from the initial Data Mining analysis.

Statistical Analysis of large sets of process and quality data poses a powerful instrument for identifying defect origins and critical process parameter combinations that lead to more frequent defect occurrences. However without critical interpretation and regarding the general laws of material and process technology and physics, there is the danger of following misleading tracks and jumping to conclusions too quickly.

Danksagung

Ohne die Unterstützung meiner lieben Frau Kristin, die mich immer wieder ermutigt und angespornt hat und mit viel Verständnis die Entwicklung dieser Arbeit beobachtet und begleitet hat, hätte dieses Werk in dieser Form nicht entstehen können. Ihr gebührt daher mein erster und größter Dank. Meinen Eltern danke ich, dass sie durch ihre Erziehung, ihre geistige und persönliche Prägung, die vorangegangene Unterstützung während meines Studiums und ihre stets ohne jeden Zweifel an meinem Erfolg wohlwollende, ermunternde moralische Unterstützung die Voraussetzungen zur Erstellung dieser Disseration geschaffen haben. Ihnen möchte ich diese Arbeit widmen.

Herrn Prof. Dr. Karl-Heinz Spitzer vom Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal danke ich für die Betreuung und Begutachtung dieser Arbeit. Ebenso danke ich Herrn Prof. Dr. Frank Klawonn von der Hochschule Ostfalia für die langjährige Verbundenheit und die Bereitschaft mich auch nach dem Themenschwenk mit Feedback und seinem Zweitgutachten zu unterstützen.

Ein ganz besonderer persönlicher Dank gilt Herrn Dr. Frank Klose von der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH für seine Freundschaft, seine Ermunterung ein fachliches Thema aus der gemeinsamen Arbeit zu einem Promotionsprojekt zu vertiefen und die kontinuierliche Motivation, Diskussionsfreude, inhaltliche wie auch menschliche Begleitung sowie nicht zuletzt den eingeräumten Freiraum zur Erarbeitung der Inhalte. Ihm bin ich was Persönlichkeitsentwicklung, Fachwissen-, Methoden- und Arbeitstechniken-Aneignung betrifft zu tiefstem Dank verpflichtet; einen besseren Mentor und ein besseres menschliches und fachliches Vorbild hätte ich nicht haben können.

Ich danke der Ilsenburger Grobblech GmbH und der Salzgitter Flachstahl GmbH und in Persona den Geschäftsführern Herrn Grethe und Herrn Andres für die Bereitstellung des spannenden Themas sowie meinen Ansprechpartnern dieser Tochtergesellschaften der Salzgitter AG den Herren Dres. Kroos, Schäperkötter, Müller, Rüdiger, den Herren Rost, Schimming, Grastorf, Frau Scholz und Frau Langemann für ihre Diskussionsbereitschaft und ihren wertvollen Input bei der Einarbeitung in die Produktionsprozesse und der Ergebnisdiskussion. Der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, namentlich Herrn Dr. Ritterbach, danke ich für die Schaffung der Rahmenbedingungen und des Freiraums zur Erstellung dieser Arbeit. Den Kollegen der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH danke ich für die Zusammenarbeit und die gemeinsame Ergebniserarbeitung, Herrn Dr. Gronebaum für sein umfangreiches metallurgisches Prozesswissen und die Bereitschaft dieses zu teilen, Herrn Dr. Mirkovic für die Durchführung der Labor-Glüh- und -Walzversuche, Frau Preißler und Herrn Dr. Lesch für die Bereitstellung der umfangreichen Metallographiedatenbasis und der Ergebnisse des VDEh-Arbeitskreis zu Warmband-Schalenfehlern und Hr. Bode für die Durchführung der umfangreichen Prozessdatenbankabfragen. Für die vielen aufmunternden Worte und das Ertragen meines zeitweilig gehetzten, entnervten Zustands danke ich allen Kollegen der Werkstoff- und Prozessentwicklung der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, meinen Mitarbeitern der Abteilung für Prozessanalyse und Numerische Simulation sowie den vielen Freunden und Kollegen des tollen Konzern-Netzwerks.

Inhaltsverzeichnis

1	Einführung	6
1.1	Hypothesen	6
1.2	Motivation	7
1.3	Einordnung der Fragestellung; aktueller Forschungsstand	9
1.3.1	Schalenfehler bzw. Brüchigkeiten auf gewalztem Blech	9
1.3.2	Prozess- und Werkstoffeinflüsse auf die Entstehung von Brüchigkeitsfehlern	11
1.3.3	Data Mining im Bereich Stranggießprozess und Grobblechwalzen - Oberflächenfehleranalyse	44
2	Theoretische Grundlagen	46
2.1	Anlagentechnik, Prozessgrundlagen	46
2.1.1	Sekundärmetallurgie und Stranggießen	46
2.1.2	Grobblechwalzen	48
2.2	Phänomenologische Beschreibung des Fehlers und seiner möglichen Ursachen	53
2.2.1	Einflüsse aus dem Stranggießprozess	53
2.3	Analyse-/Untersuchungsmethodik	60
2.4	Methoden, Werkzeuge der Prozessanalyse	62
3	Ergebnisse	72
3.1	Fehlercharakterisierung	73
3.1.1	Fehlercharakterisierung - Begriffsdefinition	73
3.1.2	Zusammenfassung und Zwischenfazit Fehlercharakterisierung	103
3.2	Prozessanalyse - Statistische Analyse und modellfreie Modellierung (Data Mining)	107
3.2.1	Datenbasis	108
3.2.2	Explorative Datenanalyse und deskriptive Statistik	113
3.2.3	Klassifikationsergebnisse	114
3.2.4	Zwischenfazit - Data Mining	138
3.3	Thermodynamische Ausscheidungsberechnungen	139
3.3.1	Zusammenfassung thermodynamische Ausscheidungssimulation	144
3.4	Prozess- und Werkstoffmodellrechnungen	146
3.4.1	Zusammenfassung physikalische Prozess-/ Eigenschaftsmodellierung	156
3.5	Fehlerdiskussion, Unsicherheitsabschätzung	159
4	Optimierung und Realtest	161
5	Zusammenfassung und Fazit	163
6	Ausblick	167

7	Anhang	169
7.1	Modellansätze, Vertiefung aus Kap. 2.4	169
7.2	Anwendungsbeispiele Data Mining-Verfahren	175
7.3	Abbildungen	179
7.4	Überblick und Legende der analysierten Prozess- und Qualitätsparameter	183

1 Einführung

Die vorliegende Arbeit ist in Kooperation zwischen dem Institut für Metallurgie der Technischen Universität Clausthal (TUC-IMET) und der Salzgitter Flachstahl GmbH, der Ilseburger Grobblech GmbH sowie der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH entstanden. Ziel ist es, einen *Schalenfehler* oder *Brüchigkeit* genannten auf Grobblechen auftretenden Materialfehler umfassend zu charakterisieren und mittels statistischer, mathematisch-physikalischer und modellfreier Ansätze (Data Mining/Advanced Analytics) auf mögliche Entstehungsursachen und quantitativ benennbare Einflussgrößen(-kombinationen) aus den sekundärmetallurgischen, Strangieß- und Grobblechwalzprozessen zu untersuchen.

Nach einer kurzen Einführung werden der Stand der Forschung und Technik sowie die für ein besseres Verständnis notwendigen theoretischen Grundlagen zusammengefasst. Anschließend folgt die Ergebnisdarstellung, deren Zusammenfassung, Interpretation und Diskussion sowie ein Ausblick. Im Eingangskapitel sind zudem die Kernhypothesen dieser Arbeit formuliert. Auf diese und auf mit den aufgestellten Hypothesen verbundene Fragen wird sowohl in der Zusammenfassung, Diskussion und im abschließenden Fazit eines jeden Abschnitts, als auch der Gesamtarbeit eingegangen.

1.1 Hypothesen

Die hier durchgeführten Datenanalysen, Modellrechnungen und experimentellen Untersuchungen sowie deren im vorliegenden Dokument zusammengefassten, diskutierten und interpretierten (Einzel-)Ergebnisse dienen der Belegführung oder Widerlegung folgender aus dem Forschungsstand und der analysemethodischen- und datentechnischen Ausgangssituation entwickelten Hypothesen.

1. Brüchigkeit bzw. Schalenfehler werden durch eine ungünstige Kombination von Prozessparametern im Stahlwerks- und im Grobblechwalzprozess verursacht.
 - Im Extremfall können dabei auch Bedingungen nur eines der beiden Prozesse relevant sein, aber das statistische Gros der fehlerhaften Bleche wird durch eine Kombination von Einflüssen aus metallurgischer Behandlung, Stranggießen und Walzen verursacht.
 - Annotation: Nicht eine Schuldfrage soll geklärt, sondern mögliche Erklärungsansätze und potentielle Ansätze zur Fehlervermeidung sollen identifiziert und abgeleitet werden.
2. Es ist möglich mittels advanced analytics und Data Mining Methoden bei gleichzeitiger Betrachtung beider Prozessschritte unter den Prozessdaten die relevanten zu identifizieren, in einen physikalisch plausiblen Wirkzusammenhang zu bringen und so einen Erklärungsansatz zur Fehlerentstehung zu formulieren.
3. Ergänzend können physikalische Modelle zur Beschreibung phänomenologisch potentiell kritischer Fahrweisen bzw. Prozessparameterkombinationen entwickelt und durch Hinweise aus statistischen Analysen belegt bzw. Randbedingungen und Geltungsbereiche dieser vermuteten physikalischen Systemzustände statistisch motiviert werden.

4. Es ist möglich mittels Bildverarbeitungsverfahren eine automatische Fehlerklassifizierung durchzuführen und auf diese Weise eine Qualitätsdatenbasis zur statistischen Analyse und Gegenüberstellung mit Prozessparametern aus dem Stahlwerks- und Warmwalzprozess zu schaffen.

Über den Hypothesen-Beleg oder ihre Widerlegung hinausgehende Erkenntnisse aus den hier erarbeiteten Forschungsergebnissen beispielsweise zur Methodeneignung der Data Mining-Verfahren oder aus der bildanalytischen Fehlercharakterisierung werden ebenfalls aufbereitet, diskutiert und zusammengefasst.

1.2 Motivation

Bei der Ilsenburger Grobblech GmbH (ILG) werden jährlich ca. 800,000t an Grobblechprodukten aus vornehmlich niedrig legiertem Stahl, Edelstahl und zu geringen Anteilen Kupfer mit einem Abmessungsspektrum von $d = 6.0, \dots, 175mm$ (Dicke), $b = 800, \dots, 3500mm$ (Breite), $l \leq 2400mm$ (Länge) und $m \leq 28t$ (Gewicht) hergestellt. Das Produktspektrum der mengenbezogen größten Gruppe der normal- und niedriglegierten Kohlenstoffstahlsorten umfasst 350 unterschiedliche Stahlmarken wie u.a. weiche Baustähle, hochfeste, mikrolegierte Stahlmarken, Röhrenstähle sowie Einsatz- und Vergütungsstähle [Gmb13a]. Das Vormaterial bezieht die ILG konzernintern von der Salzgitter Flachstahl GmbH (SZFG) als größtem Stahl produzierenden Tochterunternehmen der Salzgitter AG. Im integrierten Hüttenwerk der SZFG werden über die Hochofenroute jährlich bis zu 4.5Mio.t Rohstahl erzeugt [Gmb13c]. Für die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Auswertungen und Analysen werden die Stahlwerks-Prozessschritte *Linz Donawitz*-Konverter (LD-Konverter), Vakuumbehandlungs-, Pfannenofen und Legierungsanlage (VPL-Anlage) sowie Stranggießanlage (SGA) und Brammenadjustage betrachtet. Verknüpft werden die Prozessdaten aus den metallurgischen Prozessstufen (inklusive Gießen und Adjustage) mit den Daten des anschließenden Grobblechwalzprozesses der ILG: Wiedererwärmen, Vor- und Fertigwalzen, Abkühlen und Warmrichten. Als Qualitätsdate werden neben den visuellen Oberflächeninspektionsbefunden vom Blech metallographische Untersuchungsergebnisse verwendet.

Die Anwendungsgebiete von Grobblechen umfassen zunehmend oberflächequalitätsrelevante Bauteile wie z.B. an Baumaschinen und Windradtürmen [FR01]. Zudem wird wärmebehandeltes oder anderweitig vergütetes Grobblech für dauer- oder höchstbelastete Bauteile eingesetzt, die keine Oberflächenfehler als potentielle Ausgangspunkte für Materialversagen zulassen [FR01], [Lie05]. Mit einer relativen Ausfallquote von bis zu 5% der Gesamtproduktionsmenge bei einigen Stahlmarken (s. Abbildung 44, [IGG10]) ist der Materialfehlertyp Brüchigkeit oder Schalenfehler am Grobblech der wirtschaftlich teuerste und schädlichste sowie gleichzeitig vom Verständnis über Entstehungsmechanismen und wirksame Abstellmaßnahmen schlechtest verstandene (wie internationale Veröffentlichungen unisono belegen [DS10], [SDD10], [May98], [Sin98], [RPDM03], [ZT03a], [KCM⁺02]¹).

¹So lautet das Fazit der Autoren in [KCM⁺02] aufgrund der vielen potentiellen Entstehungsursachen und -orte für Schalenfehler entlang der Prozesskette: „Owing to the complex nature of sliver defects in hot rolled/colled rolled steel the mechanisms of generation are still not fully understood.“

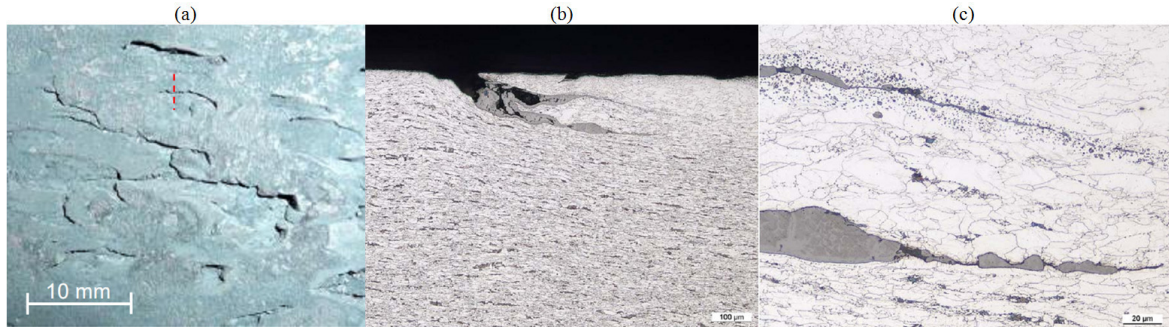


Abbildung 1: (a) Makroskopische Ansicht von Brüchigkeit auf der Blechmitte, Güte S355 im Lieferzustand +N, Blechdicke $d=100\text{mm}$; (b) zeigt ein metallografisches Schlibbild der markierten Stelle aus (a), HNO_3 geätzt, Fehlertiefe ca. $170\mu\text{m}$; (c) ist eine Detailansicht aus (b) und zeigt die Spitze der Materialtrennung mit punktförmiger Oxidation entlang der Fehlerflanke im oberen Bereich und Zunderbelag im Bereich der Materialtrennung im unteren Bereich, der sich wie in (b) erkennbar auch bis zur Blechoberfläche fortsetzt. Der "Fehlerdeckel" Stahlmatrix zwischen Blechoberfläche und Fehlerspitze - weist eine leichte Entkohlung auf.

Abbildung 1 zeigt ein typisches Beispiel des makroskopischen und mikroskopischen Fehlerbildes von Brüchigkeit hier an einem 100mm dicken Grobblech einer mikrolegierten Stahlsorte S355J2 + N. Wenn die Fehlertiefe für eine Nachbearbeitung durch Abschleifen so groß ist, dass die Dickentoleranzen der Kunden nach der Oberflächenbearbeitung nicht mehr eingehalten werden können, so muss das betroffene Blech umgewertet oder verschrottet werden. Die manuell erfolgende Nacharbeit führt zudem zu ungünstigen Zusatzkosten.

Die Erforschung von Einflussgrößen und möglichen Ursachen von Brüchigkeiten bzw. Schalenfehlern am Grobblech ist somit von Interesse für die Hersteller und für das prozess- und werkstofftechnische Verständnis der Fehlerentstehung und -evolution entlang der Prozesskette von der Sekundärmetallurgie bis zur Verarbeitung des stranggegossenen Vormaterials zu Grobblechen.

Da innerhalb einer Charge von Brammen aus der gleichen Schmelze oder Gießsequenz (mehrere aufeinanderfolgende Schmelzen der gleichen Stahlmarke) teilweise quasi-stochastisch Bleche mit Brüchigkeiten ausfallen, dabei jedoch nicht zwingend immer alle Bleche einer Schmelze, liegt der Fehlerursprung wahrscheinlich nicht ausschließlich im primärmetallurgischen, sekundärmetallurgischen und Stranggießprozess. Da aber auch bei Walzkampagnen mit konstanten Prozessbedingungen Grobbleche aus Vormaterial gleicher, sowohl als auch unterschiedlicher Schmelzen, ebenso scheinbar quasi-stochastisch aufgrund von Brüchigkeitsfehlern ausfallen, besteht die Vermutung, dass auch der Walzprozess nicht allein den Fehler verursacht. Eine Kombination aus Stahlwerks- und Walzprozessbedingungen und sich daraus ergebenden Material- und Produkteigenschaften scheint kritisch im Sinne der Versagens- oder Fehlerauftretswahrscheinlichkeit für ebendiesen Fehlertypen zu sein.

Mit dem Ziel aus einem umfassenden Datensatz der genannten Prozessschritte, sowie einem geeigneten Qualitätsbefund (s. Kapitel zur umfassenden Fehlercharakterisierung) diesem scheinbar zufälligen Fehlerauftreten ein Muster zuzurodnen, werden

explorative statistische und Data Mining Analysen durchgeführt. Zur Erklärung und Plausibilisierung dieser statistisch generierten Prozess- und Materialdatenmuster werden verschiedene qualitätsrelevante Prozess- und Werkstoffeigenschaften für die hier untersuchten Prozessrandbedingungen angepasst und numerisch angenähert. Die Ergebnisse dieser Modellrechnungen werden mit qualitativen Hinweisen aus der Theorie zu einem Gesamtbild möglicher Fehlerursachen und -entstehungsmechanismen für Brüchigkeitsfehler zusammengefügt.

1.3 Einordnung der Fragestellung; aktueller Forschungsstand

In den Kontext der verwendeten Untersuchungsmethoden sowie den Stand der Forschung zu Ursachenidentifikation und möglichen Entstehungsmechanismen von Fehlern wie Brüchigkeit bzw. Schalenfehlern an Grobblech und in Teilen auch der Versuch des Übertrags auf veröffentlichte Untersuchungsergebnisse aus dem Bereich der Fehlerursachenforschung ähnlicher Fehler an Flachstahlprodukten wird im folgenden Kapitel eingeführt.

1.3.1 Schalenfehler bzw. Brüchigkeiten auf gewalztem Blech

In der deutschsprachigen Fachliteratur taucht der Begriff Schalenfehler am häufigsten im Zusammenhang mit Brüchigkeit ähnelnden Oberflächenbeschädigungen auf, die bei detaillierter Fehlercharakterisierung die hier ebenfalls gefundenen Zunderbeläge, nichtmetallischen Einschlüsse und innere Oxidation an der Fehlerflanke aufweisen [May98], [KNIH02], [EL00]. Dabei gibt es aufgrund des größeren Marktanteils und der größeren Relevanz makelloser Oberflächen mehr Veröffentlichungen zu schalenartigen Oberflächenfehlern auf Flachstahl (Warmband oder Kaltband) als zu Grobblechoberflächenfehlern [May98]. Risse an Blechen und Vorschädigungen aus dem Stranggießprozess wie Blasen, Kanten-, Längs-, Quer-, Regenrinnen- und Sternchen-Risse (*star cracks*), welche Fehlerursprünge lokalen Materialversagens bei der Weiterverarbeitung der Brammen während des Walzens werden können sind bezüglich spezieller Teilspekte in [MP02], [Sch94], [TDJ⁺06] untersucht worden. In englischsprachigen Quellen zum Thema Oberflächenfehler wie Brüchigkeiten an Blech oder Flachprodukt wird meistens von *slivers*, *sliver type defects*, *scale*, *pin holes*, *surface laminations* oder *surface cracks* gesprochen [EL00], [KCM⁺02], [Etz12], [Fei96], [CWW⁺11]. Ein Excerpt der relevanten veröffentlichten Forschungserkenntnisse zu Fehlereinflüssen und -entstehungsmechanismen für diese Vielzahl von Fehleransprachen ist im Folgenden sowie prozessspezifisch im Grundlagenkapitel zusammengestellt. Eine genaue Begriffsdefinition für die hier durchgeführten Untersuchungen und eine Abgrenzung zu artverwandten oder oberflächlich ähnlichen Fehlertypen von Brüchigkeiten auf Grobblech folgt in Kap. 3.1.

Viele Fachbeiträge zu Brüchigkeits- bzw. Schalenfehlerursachen geben potentielle Einflussgrößen für Materialschädigungen wie Oberflächen- und Innenrisse aus einzelnen Prozessschritten an und bleiben bei der konkreten Zuordnung zum Fehlerauftreten eher vage und im Konjunktiv. Wenn Verbindungen zwischen Prozess- und Materialeigenschaften und der Entstehung von Brüchigkeiten gezogen werden, so fast ausschließlich qualitativ ohne Angabe konkreter Schwellwerte oder kritischer Prozessfenster. So

schreiben die Autoren in [KCM⁺02]: Schalenfehler [...] könnten aus jedem Prozessschritt der Stahlherstellung vom Gießen, Wiedererwärmen und Walzen herrühren.² Auch nach [Ray07] sind Fehlerursachen für Schalenfehler Oberflächenbeschädigungen wie Risse und Innenrisse sowie Reinheitsgradprobleme (Einschlüsse, metallisch und nichtmetallisch) und damit die Sekundärmetallurgie als Verursacher sowie nicht näher spezifizierte Prozesseinflüsse aus dem Gießprozess, der Wiedererwärmung, dem Warm- und Kaltwalzen.

Schalenfehler auf Flachstahlprodukten sind unterschiedlich gut erforscht. Abhängig von der Stahlmarke sind die auffindbaren Literaturstellen mehr oder minder konkret in Bezug auf benannte Entstehungsursachen und mögliche Abstellmaßnahmen. Für kohlenstoffarme (*low carbon aluminum killed (LCAK)* und *ultra low carbon (ULC)*) Stähle sind die Schwerpunkte bei nichtmetallischen Einschlüssen bekannt [KCM⁺02], [TDJ⁺06], [KNIH02], [KKLS88], [ZT03b], [CWW⁺11]. Eine weitere explizit nach Stahlmarken differenzierte Analyse von Schalenfehlerursachen an Warmbreitband ist ansonsten nur aus internen Untersuchungen bekannt [HGL⁺12], [GM12], wo C-Stähle, Dualphasen-Stähle, ULC und mikrolegierte Güten separat ausgewertet wurden. Der Hauptunterschied ist die bekannte größere Sensitivität gegenüber Oberflächenfehlern beim Stranggießen und Wiedererwärmen von C-Stählen im Vergleich zu den übrigen oben genannten Stahlsorten. Die Gießtemperaturen, Gießgeschwindigkeiten, Kühl- und Wiedererwärmbedingungen sind daher die in [HGL⁺12], [GM12] genannten Haupteinflussgrößen für Brammenschädigungen und damit potentiell auch für Schalenfehler.

Einen weiteren Schwerpunkt existierender Forschungsergebnisse gibt es bei empirischen Untersuchungen der Wirksamkeit prozessseitiger Optimierungsmaßnahmen zur Schalen- und Oberflächenfehlervermeidung [EFM⁺05], [RPDM03], [YS10], [SDD10]. Die Mehrzahl der veröffentlichten Schalenfehler-Untersuchungen beschäftigen sich mit einzelnen Prozessabschnitten und deren Wechselwirkung mit dem Fehlerauftreten: So finden sich zu den Themen sekundärmetallurgischer Einflüsse auf den Schmelzenreinheitsgrad [ZT03a], [WC10], [EPP⁺09], [JMMP09], [San05], [TKI06], [RPDM03], Strangoberflächenfehlerursachen [EKAR77], [ZT03b], [SGDG11], [Cro07], [Cro05], [Ber00], [Min99], [CWK82] und Zunderwachstum im Zusammenhang mit Wiedererwärmbedingungen sowie Umformeinflüsse auf Oberflächenschädigungen [Mey88], [May98], [EL00], [SS08], [KNIH02], [TDJ⁺06], [IYY03], [PMTB06] veröffentlichte Erkenntnisse zu möglichen Ursachen für Schalenfehler. Im Bereich der Entstehungsortbestimmung für Grobblechbrüchigkeits- und -Schalenfehler finden sich in der Literatur fast ausschließlich Hinweise auf Einschluss- und damit Reinheitsgrad-Abhängigkeiten [ZT03a], [TKI06], [RPDM03], [San05] da diese sich sowohl analytisch (lichtmikroskopisch und elektronenspektroskopisch) eindeutig bestimmen und nachweisen lassen und ihre Herkunft eindeutig in der Stahlwerksprozesskette haben: z.B. Schlacken-, Feuerfestmaterial- und Gießpulverpartikel. Einzelne Untersuchungen wie [IYY03], [ML68] nennen auch Oberflächenbeschädigungen des Vormaterials als Ursache für Risse am ausgewalzten Grobblech, ohne jedoch explizit zu benennen oder zu differenzieren, ob die Halbzeug-Oberflächenfehler aus dem Stranggießprozess stammen oder von Beschädigungen während des Handlings und Transports oder aus den Wiedererwär-

²„Sliver defects in low carbon aluminum killed (LCAK) and ultra low carbon steel (ULC) sheets can originate at any stage during steelmaking, casting, reheating and rolling.“ [KCM⁺02]

möfen herrühren und durch welche Prozess- oder Materialeigenschaftskombination sie entstehen.

1.3.2 Prozess- und Werkstoffeinflüsse auf die Entstehung von Brüchigkeitsfehlern

Die oben genannte thematische Dreiteilung potentieller Brüchigkeitsursachen aus der bekannten Fachliteratur: Nichtmetallische Einschlüsse (Reinheitsgrad), Oberflächenbeschädigungen infolge von mechanischen und thermischen Spannungen beim Stranggießen sowie walzbezogene Einflüsse wie Einwalzungen und Zunderwachstum lassen sich wie folgend beschrieben etwas konkreter im Hinblick auf Erkenntnisse zu Stellhebeln, Entstehungsmechanismen und erfolgreichen Abstellmaßnahmen zusammenfassen.

Reinheitsgrad, Begleitelemente, Einschlusspartikel und Stahlwerksprozess-einflüsse auf ebendiese. Eine Definition der Reinheitsgrades aus [San05] lautet: „Cleanliness can be measured in respect of residual elements as well as content and size of inclusions.“. Einen konkreten Grenzwert zur Definition von „clean steel“ findet sich in [WC10]: 100ppm sei ein einzuhaltender Grenzwert für den Anteil unerwünschter Verunreinigungen im Stahl, wobei die Einschlussgröße und der Verwendungszweck (Automobil, Wälzlager, Großrohre, Offshore-Einsatz) für diesen Grenzwert entscheidend seien und ggf. zu noch strengeren Anforderungen führen könnten. Die ebenfalls sehr strengen Reinheitsgradanforderungen an Weißblech werden hier nicht betrachtet, da Stahlmarken und Materialdicken sich sehr stark von Grobblech unterscheiden. Der Makroreinheitsgrad, welcher Einschlüsse $\geq 40, \dots, 50 \mu m$ beschreibt, ist der für die Warmband- und Grobblechweiterverarbeitung entscheidende und nach [WC10] auch der mit den gängigen Analysemethoden am validesten messbare; s. auch unten die Liste der gängigen Charakterisierungsmethoden, wonach beispielsweise mittels Ultraschall-Verfahren zumindest Fehlerbereiche ab ebendieser mittleren Einschlussgröße von $\geq 50 \mu m$, insbesondere wenn sie in Clustern auftreten, detektierbar sind. Dies deckt sich mit Aussagen von [San05], wonach oberflächennahe NME $\geq 100 \mu m$ zu Oberflächenfehlern am weiterführenden Produkt führten. Ergänzend wird in [JMMP09] ein Grundrauschen an Einschlüssen $\leq 5 \mu m$ benannt („metallurgischer Fingerabdruck“), das als normal bei der Prozessroute: Vakuumbehandlung, Argonspülen und Stranggießen, angesehen werden könne.

Methoden zur Reinheitsgradcharakterisierung und -Bewertung sowie Maßnahmen zur Reinheitsgradverbesserung sind im umfassenden Review [ZT03a], sowie für betriebliche Anwendungen in [WC10], [EFM⁺05] und [JMMP09] beschrieben. Die Autoren treffen dabei folgende Unterscheidung der Analysemethoden:

- direkte Bestimmung des Reinheitsgrades
 1. lichtmikroskopische Untersuchung an Schliffen kleiner Proben, als Repräsentanten der jeweiligen Stückidenten (Bramme, Bleche, Bänder), 2-dimensionale Information (Bild), manchmal mehrere Schichten geschliffen, analysiert und zu 3-dimensionaler Information zusammengesetzt. Die Lichtmikroskopische Untersuchung an Schliffen, welche nach [KHSF09] in DIN

50602, ASTM E 45, EN 10247, ISO 4967 genormt sind, ist geeignet zur Erkennung von $NME > 5\mu m$ und bis hin zu Meso-Einschlüssen ca. $300\mu m$

2. Ultraschall-Prüfverfahren: größere und kleinere Proben möglich, 2-D und Volumeninformation ermittelbar. Hier sind insbesondere auch die beiden produktionsnah eingesetzten Verfahren MIDAS [JBG88] und ReinHUS [JMMP09] zu nennen, wobei ein Prüfling (meistens ein Brammenstück) ausgewalzt und mit Hochfrequenzultraschall untersucht wird. Dabei liegt das Auflösungsvermögen von Einschlüssen, Blasen o.ä. Fehlern in der Größenordnung von ca. $10^{-6}m \hat{=} [\mu m]$ bei einer Ultraschallfrequenz im $MHz - GHz$ -Bereich ($f = \frac{v_{Schall}}{\lambda} \hat{=} \frac{[10^3 m/s]}{[10^{-6}m]} \hat{=} O(MHz - GHz)$ für die Frequenz f des verwendeten Ultraschalls)
3. Verfahren, welche auf Extraktion von Einschlüssen mittels Auflösung der Proben in Säure beruhen und anschließender chemischer Analyse des Lösungsprodukts. Hierbei wird die Auflösungsgrenze durch die Messgenauigkeit der Mikrowaage bestimmt (handelsübliche Mikrowaagen werden mit einer Genauigkeit im μg -Bereich angegeben). Die herausgelösten Einschlusspartikel stellen zudem ein integrales Signal, die Summe der NME in der untersuchten Probe, dar.
4. Rasterelektronenmikroskopische und spektroskopische Verfahren zur Analyse der chemischen Zusammensetzung an flüssigen und festen Proben, insbesondere Feldemissions-Rasterelektronenmikroskopie (FE-REM) mit Energiedispersiver Röntgenspektroskopie (EDX) und Elektronenstrahlmikrosondenanalyse (ESMA) mit Wellenlängendispersiver Röntgenspektroskopie (WDX)
5. Optische Einzelfunkenemissionsspektrometrie (OES-PDA) mit anschließender Auswertung der Emissionsspektren mittels Waveletfilterung und entsprechenden Bandfiltern zur produktionsbegleitenden und offline Analyse von Schmelzenproben und Detektion von Anteilen von NMEs im Brennfleck [BB11], [WS12]. Hierbei sind technische Grenzen und Fehlerquellen z.B. bei der Positionierung des Anregungsfleck auf der Stelle eines NME bei der Analyse mikroskopischer NMEs zu beachten.

- indirekte Bestimmung des Reinheitsgrades

1. Sauerstoff-Anteil-Abschätzung (T.O. $\hat{=}$ total oxygen): Verfahren, welche über Reaktionsgeschwindigkeiten, Temperaturen und Messung von Anteilen metallischer und nicht metallischer Oxide in der Schmelze Rückschlüsse auf das Sauerstoffpotential bzw. -angebot ziehen und über Empirie quantitativ abschätzen.
2. Messung des Stickstoffanteils (Massenspektroskopisch) als Indikator für Atmosphärgas, welches durch z.B. Umfüllen von Pfanne in Verteiler mit der Schmelze reagiert und „eingschwämmt“ wird.
3. Messung des Al-Gehaltes an Proben aus Schmelze oder Strang, Vergleich als Hinweis auf in Lösung befindliches Al bzw. in Al_xO_y ausgeschiedener Form vorliegendes Al.

4. Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Schlacke (spektroskopisch)
- Fehlerbewertung am fertigen Produkt
lokale, pseudo-globale (Annahme über Skalierbarkeit) Messungen an Proben oder quasi-online (Ultraschall) mit gleich Methoden wie in 1.
 1. zerstörende Prüfung
 2. zerstörungsfreie Prüfung

Folgende potentielle Einflussgrößen für die Entstehung von Schalenfehlern infolge von NME und Gegenmaßnahmen zu deren Vermeidung abgeleitet aus eigenen Untersuchungen von SZMF und SZFG [HGL⁺12], [GM12] sowie [KCM⁺02], [CWW⁺11], [KHSF09] sind qualitativ bekannt:

- Wechselwirkung der Schmelze mit Schlacke und Feuerfestmaterial, insbesondere im Zusammenhang mit dem Auftreten von ($Al - Mg - Ca - Si - O$)-Spinellen
- Al -Zugabe: Zeitpunkt der Beruhigung bzw. Zulegierung und Menge an Al , in [KCM⁺02] wird zu einer frühest möglichen Al -Zugabe geraten, um genügend Zeit zur Desoxidation der Schmelze und zum Aufsteigen der Al_2O_3 -Partikel zur Oberfläche zur Verfügung zu stellen; abhängig vom Oxidationspotential bzw. der Gründlichkeit vorangegangener Desoxidationsbehandlungen.
- Electromagnetic brakes als mögliches Mittel zur Schmelzenberuhigung/ Homogenisierung in der Kokille und damit zur Reduktion des Schalenaufkommens in Bezug auf Turbulenzen der Schmelzenoberfläche in der Kokille und Gießpulvereinschlüsse
- Tauchausguss-Design und damit verbundene Strömungsprofile in der Kokille (double or single roll) sowie davon abhängige Gießpulverspiegelfluktuationen und Turbulenzen in der Kokille.
- Ebenso wird die Verstopfungsneigung (Clogging) des Tauchausgusses und damit verbunden insbesondere die Gefahr von Al_2O_3 -Partikeln in der Schmelze mit der Tauchausguss-Bauart, -Material und -Form in Zusammenhang gebracht
- Schlechte Schmiereigenschaften des Gießpulvers in Folge von: (1) Gießgeschwindigkeitsschwankungen, (2) ungleichmäßige Wärmeabfuhr an der Kokillenwand, (3) Oszillationsmodi (negativ strip time), (4) Gießpulverzusammensetzung und damit verbundener Eigenschaften wie Viskosität.
- weitere: Schalenfehler mit Oxiden an den Fehlerrändern werden in der betrieblichen Praxis auf Oberflächen- und oberflächennahe Risse am Halbzeug zurückgeführt oder auf Oberflächenschädigung in Folge von Flämmen oder Abschleifen der Brammenoberfläche. Außerdem sind lokale Temperaturgradienten, z.B. durch Führungsrollenkontakt, und damit verbundene Schwankungen der Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlung potentiell verantwortlich für die Entstehung von Strangoberflächenrissen

Der Argumentation folgend, Oberflächenfehler an warm- und kaltgewalztem Bandstahl träten trotz kontinuierlicher Veränderungen in den Walzprozessen nach wie vor auf und entstünden daher zumindest teilweise bereits in der Kokille beim Stranggießen („Surface defects have persisted despite changes in rolling practice demonstrating that at least some of the defects originate in the mold“ [JTM04]), werden in [JTM04] einige Oberflächenfehler mit zunächst ausschließlich Prozessdaten von der Kokille korreliert, mögliche Erklärungen zur Fehlerentstehung gegeben und Abstellmaßnahmen vorgeschlagen. („It was envisioned that by linking events in the mold instrumentation data to specific bloom and billet surface features, a mean of predicting surface quality problems could be devised.“). In [Tho06] kommen die gleichen Autoren zu dem Urteil, die meisten Oberflächenfehler an stranggegossenem Stahl seien auf Prozesse in der Kokille in der Nähe des Meniskus zwischen Schmelze und erstarrtem Strang, wo die Strangschale entsprechend dünn ist, auf NMEs (insbesondere Al_2O_3) und Oszillationsmarken zurückzuführen.

Nach [JTM04] sind Schwankungen und kritische Ausschläge im Pegel von Schmelze und sich darauf befindlichem Gießpövl in der Kokille ursächlich für periodisch auftretende „depressions“, Eindrücke/ Vertiefungen auf der Strangoberfläche, die in drei Schweregrade aufgeteilt werden: Oszillationsmarken, „glaciation marks“ und sehr tiefe Eindrücke auf der Oberfläche. In Folge dieser Gießspiegelschwankungen träten lokale Wärmeübertragsminima auf, also lokal heißere Stellen an der Strangschale, welche sich als potentielle Schwachpunkte der Strangschale während der Fortbewegung innerhalb der Kokille (insbesondere bei hohen Gießgeschwindigkeiten) und während des Biegens und Abkühlens am Strangbogen erweisen und zu Rissen, Ausbrüchen, Oberflächenunebenheiten und Segregationszentren führen könnten. („This study attributes these defects to high-amplitude, low-frequency mold level fluctuations. A mechanism is proposed which ascribes the generation of these defects to the interaction of the meniscus with the slag rim at peaks in the mold level cycle.“).

Kritische Schwankungen der Schmelzen-Gießpulver-Grenzfläche seien $\pm 10\text{mm}$ bei einer Frequenz von $\approx 0.01\text{s}^{-1}$. Bei Überschreitung dieser kritischen Amplituden und Frequenzen von Oberflächenschwingungen der Schmelze bestünde die Gefahr von direkter Berührung der flüssigen Schmelze mit der Kokillenwand und/oder dem sogenannten „mold flux rim“ dem aufgeschmolzenen und wieder erstarrten Rand der Gießpulverschlacke. In Folge dieser Berührung entstünden lokale Unebenheiten in der Strangoberfläche, in deren Vertiefungen sich Gießpulver sammle und an diesen Positionen die Wärmeleitfähigkeit herabsetze. Die Folge sei eine schlechtere Wärmeabfuhr und damit höhere thermische Spannungen. Daraus könnten wiederum Risse an der Oberfläche und im Materialinneren entstehen, insbesondere bei zusätzlicher Strangkontraktion beim Durchlaufen der Phasenumwandlungsgebiete ("The depressions form at the meniscus, owing large thermal contraction that accompanies the phase transformation from delta-ferrite to austenite. They are associated with rippling of the shell and various quality problems such as transverse cracks and slivers.“ [JTM04]). Außerdem seien die lokal heißeren Stellen an ebendiesen Positionen hohen thermischen Widerstandes hervorgerufen durch Strangunebenheiten und daraus resultierende physische Distanz der Strangschale zur Kokille oder dickere Gießpulverschichten, charakterisiert durch groberes Austenitkorn. Grobkörniges Gussgefüge sei anfälliger für lokale Seigerung von Legierungselementen, welche zu Rissen und mikroskopisch feinen Lunkern

oder Poren, sogenannten "voids" oder "pinholes", in denen sich oxidische Einschlüsse sammeln, führen könnten. Zusätzlich können "hot spots", also lokal heißere Stellen im Strang mit entsprechend anderen Wärmeübergangskoeffizienten und Wärmeabfuhrbedingungen entstehen durch Schmelze, die an ebendiesen Stellen verstärkt gegen die Stangschale drückt infolge strömungsbedingten (z.B. im Bereich des Schmelzenaustritts am Tachausguss) lokal erhöhten ferrostatistischen Drucks und im Bereich von Restschmelzenreservoirs [MR01], [GSB76].

Vorgeschlagene Maßnahmen zur Fehlerreduktion sind die Nutzung von Regelungssystemen zur Vermeidung starker Wellenbewegungen der Schmelzenoberfläche z.B. durch den Einsatz von Zusatzdämmen in der Verteilerrinne und „dithering“ (eine Art aktive Schwingungsdämpfung geregelt über die Schmelzendurchflussmenge). Dadurch seien die Amplituden der Oberflächenwellen der Schmelze von den als kritisch bewerteten $\pm 10\text{mm}$ auf $\pm 3\text{mm}$ reduzierbar. Ein Monitoring der Kokillentemperaturdaten von Thermoelementen an der Kokillenwand erlaube außerdem analog zur Detektion von Blutern und Ausbrüchen die Beobachtung (z.B. periodischer) Temperaturschwankungen. Durch Korrelation mit Brammensinspektionsbefunden könnten Schwellwerte definiert werden zur Auslösung von Warnsignalen bei Gießtemperaturverläufen, die potentiell zu Oberflächenfehlern führen könnten („...adjustment of breakout detection system to allow quality alarm by monitoring of existing thermocouple data.“ [JTM04]).

Das Thema oxidische Reinheitsgradbeeinflussung wird in [WC10] am Beispiel unter diesem Aspekt besonders anspruchsvoller Automatenstähle quantitativ anhand von *Mannesmann Inclusion Detection by Analysing Surfboards* (MIDAS)-Untersuchungsergebnissen [JBG88] beleuchtet. Demnach sind die Haupteinflussfaktoren auf den oxidischen Reinheitsgrad Reoxidationsreaktionen der Schmelze mit dem Feuerfestmaterial während der Desoxidation und eingetragene Einschlusspartikel aus der Gießpulverschlacke [WC10]. Die chemische Zusammensetzung der Einschlussteilchen könne [WC10] zufolge ebenfalls den Entstehungsorten und -ursachen im Prozess zugeordnet werden. Tonerde Al_2O_3 sei meistens ein Desoxidations- oder Reoxidationsprodukt, Spinelle aus $\text{Mg} - \text{Al} - \text{O}$ entstünden durch Reaktionen von Al-beruhigten Schmelzen mit dem Feuerfestmaterial der Pfanne und Na - und K -Einschlüsse könnten Eintragungen der meist Alkalien enthaltenden Gießpulver zugeschrieben werden [WC10]. Eine nahezu identische Einteilung der NME wird in [CWW⁺11] angeführt. Demnach seien die Mehrzahl der Schalenfehler auf NME zurückzuführen, welche in drei Gruppen unterteilt werden könnten: Tonerde Al_2O_3 -Einschlüsse, die im Wesentlichen auf Desoxidationsprodukte und Schlackenpartikel, insbesondere infolge von Clogging zurückzuführen seien, $\text{MgO} - \text{CaO} - \text{SiO}_2$ -haltige Einschlüsse und K -, Na -haltige Einschlüsse, die auf Gießpulver und Feuerfestmaterial-Eintrag in die Schmelze zurückzuführen seien. Ähnliche Zusammenhänge zwischen Schalenfehlern und dem oxidischen Reinheitsgrad der Schmelze sind auch in [EFM⁺05] zu finden. Es wird dabei auf die Bildung von fraktioniertem Al_2O_3 in der Größenordnung von $5\mu\text{m}$ als Reaktionsprodukt von Sauerstoff und Al aus der Al-Zugabe während der Desoxidation und der Schmelzen-Beruhigung hingewiesen als mögliche Ursache von metallischen Einschlüssen und infolge derer von Schalenfehlern am ausgewalzten Produkt. Die mit dem Reinheitsgrad beschriebenen Verunreinigungen in einer Stahl-Schmelze lassen sich nach [EFM⁺05] in zwei Kollektive teilen: 1. metallische Einschlüsse (Tonerde Al_2O_3) und 2. metallurgische Schlacken- und Gießpulverpartikel (nichtmetal-

lisch, NME, CaO , SiO_2 , Na_2O). Zum Nachweis der Einschlüsse und Bewertung des Reinheitsgrades seien Ultraschall-Messungen mit einer Nachweisgrenze von $ca. 50\mu m$ zur Detektion von Al_2O_3 -Clustern und REM-EDX Analysen zur Detektion einzelner Tonerde-Partikel und NME ($\leq 5 - 20\mu m$) geeignet. Al_2O_3 -Anhäufungen an der Brammenoberfläche oder in Oberflächennähe verursachten Schalen oder Blasenfehler im Sinne der VdEH-Definition von Oberflächenfehlern an kaltgewalztem Feinblech [Fei96] nach [EFM⁺05]. Dies sei damit zu begründen [EFM⁺05], dass metallische und nichtmetallische Einschlüsse zu einer Materialtrennung bzw. Aufweitung führten, welche während der weiteren Prozessierung nicht wieder verschweißt werden könnten. Es ergäben sich lang gezogene Schalenfehler und Schalenstreifen am gewalzten Blech. Auch [Ray07], [RMD⁺93] beurteilen NME-Zeilen, bestehend aus größtenteils Al_2O_3 und vereinzelt SiO_2 in nach dem Walzen oberflächenparalleler Ausrichtung in einer Tiefe von $3 - 30\mu m$ als Hauptursache für Schalenfehler am Warmband. Die Fraktion nichtmetallischer Einschlüsse in Form von u.a. Spinellen wie $AO - B_2O_3$ oder $AO - SiO_2 - B_2O_3$ mit $A \hat{=} Ca, Mg, Mn, Fe(II)$ und $B \hat{=} Al, Cr, Fe(III)$ nachweisbar wären sind auch nach [San05] ursächlich für Oberflächenfehler am gewalzten Produkt und seien überdies ein Hinweis für Konverter, Pfannenmetallurgie oder Strangguss (insbesondere Gießpulver, Tauchausguss und Gießbedingungen) als Fehlerursprung. Ohne sie konkret zu benennen werden in [JMMP09] „umfangreiche Pfannenmetallurgische Maßnahmen“ als notwendig erachtet, um die Menge und Verteilung von Einschlüssen entsprechend den hohen Reinheitsgradansprüchen einhalten zu können. Die Gießbedingungen werden wie in [JTM04] auch in [WC10] und [CWW⁺11] als kritisch für potentielle NME genannt und als Maßnahme der Einbau von Zwischendämmen im Verteiler, die Verwendung schmaler Tauchausgüsse (submerged entry nozzle, SEN) mit $22mm$ anstatt $40mm$ Durchmesser zur Verminderung der Strömungsgeschwindigkeit und Verwirbelungen in der Kokille zur Verbesserung des Schmelzenreinheitsgrades vorgeschlagen. Analog nennt [San05] als kritisch für den Reinheitsgrad und damit der Argumentation der Autoren folgend für das Auftreten von Schalenfehlern: den Schmelzensauerstoffgehalt, welcher einen Wert von $\leq 20 - 30ppm$ nicht überschreiten dürfe, schnelle Änderungen bei Gießgeschwindigkeit und Gießpulverspiegel, ein Verstopfen des Tauchausgusses sowie ein Pfannen-, Verteilerwechsel und damit verbunden Anfahr- und Verteiler- bzw. Pfannenwechselbrammen (die erste Bramme einer Gießsequenz). Konträr zu diesen Ausführungen wird in [JMMP09] gezeigt, dass über den Verlauf einer Gießsequenz die Größe detektierbarer Einschlüsse periodisch schwankt. Die Autoren [JMMP09] führen diesen Umstand auf eine steigende Anzahl agglomerierender Al_2O_3 -Einschlüsse mit fortschreitender Prozesszeit aus Gießpulver, Reisasche und Schiebersand zurück, die sich in den ersten Brammen einer Sequenz noch nicht haben bilden können.

Der auch in [WC10] genannte Feuerfestmaterialeinfluss auf den oxidischen oder makroskopischen Reinheitsgrad in Form von chemischen Wechselwirkungen der Schmelze mit der Feuerfestausmauerung wird in [HP79] nach [ea92] qualitativ beschrieben. Die Autoren [ea92] gehen dabei von einem Schwerpunkt den Reinheitsgrad beeinträchtigender Fremdelementausscheidungen durch oxidische Verbindungen aus. Sulfidische Einschlüsse seien im Vergleich zu oxidischen Einschlüssen vernachlässigbar in Bezug auf den Reinheitsgrad, da die oxidischen metallischen und nichtmetallischen Einschlüsse sich bereits in der Schmelze bildeten und sobald sie dort vorlägen durch aufwändige Desoxidations- und Spülprozesse entfernt werden müssten. Sulfidische Einschlüsse bil-

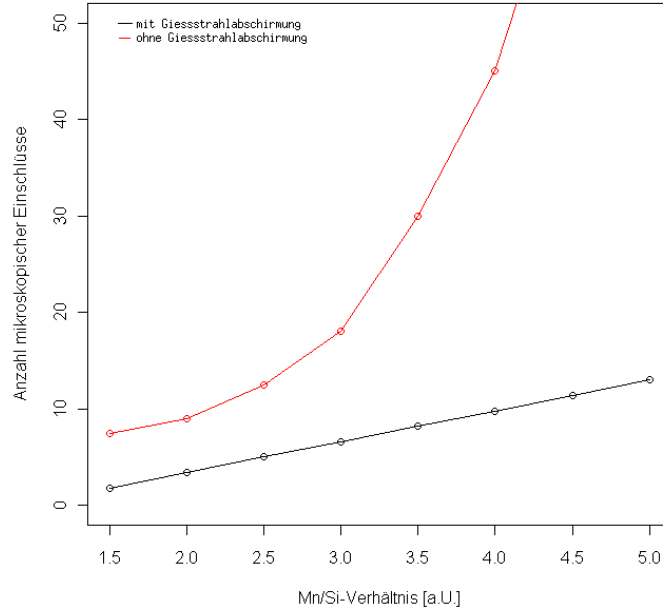


Abbildung 2: Auftragung des Mn/Si -Verhältnisses gegen die Anzahl mikroskopischer Einschlüsse nach [ea92]. Die rote Kurve entstammt Messungen an Schmelzen die ohne Gießstrahlabschirmung vergossen wurden. die schwarze Kurve zeigt die mit steigendem Mn-Gehalt im Vergleich flacher steigende Anzahl von Mikroeingeschlüssen für Schmelzen mit Gießstrahlabschirmung.

deten sich dagegen relativ spät bei der Erstarrung oder sogar im bereits erstarrten Zustand und könnten daher durch Kontrolle der S -Gehalte in der Schmelze und Berücksichtigung von Mn - und Ca -Gehalten (bzw. Mn/S - und Ca/S -Verhältnissen als potentiell kritischen Indikatoren für entsprechende Mangan- und Calciumsulfide) direkt beeinflusst werden [ea92]. Für Reineisenschmelzen gibt es Untersuchungen,[Sch83] nach [ea92], in denen die Gleichgewichtskonstanten (Maß für die Neigung sich aufzulösen und neue oxidische Verbindungen mit in der Schmelze gelösten Molekülen einzugehen, ermittelt bei $T = 1900K$) der in Feuerfestmaterialien üblicher Weise zu findenden oxidischen Verbindungen und der Eisenschmelze empirisch ermittelt wurden. Demnach steigt die Stabilität der oxidischen Verbindungen im Feuerfestmaterial entsprechend der Reihung: SiO_2 , Al_2O_3 , MgO , $MgOCr_2O_3$, $MgOSiO_2$, $MgOAl_2O_3$. Ein weiterer Einflussfaktor auf die Abnutzung des Feuerfestmaterials und damit die Anzahl durch das Feuerfestmaterial verursachter Reinheitsgradprobleme ist das Verhältnis Mn/Si . Grund ist laut [EKAR77] nach [ea92] die mit steigendem Mn-Gehalt wachsende Tendenz der Bildung flüssiger Mn-Si-Verbindungen. Durch gezielte Zugabe von Al und Ti können nach [ea92] zumindest die Bildung von Mn-Silikaten gehemmt werden. Die stattdessen entstehenden Tonerde- und TiO -Partikel müssen jedoch durch entsprechend angepasste Spülung und Schlackenreaktionen auch wieder aus der Schmelze entfernt werden.

Neben der Eintragung von Partikeln aus den Feuerfestmaterialien wird in [KYP11] die Calcium-Metallurgie als möglicher Einflussfaktor für die Entstehung von Oberflächenfehlern in Folge nichtmetallischer Einschlüsse genannt. Der Ca-Gehalt der

Schmelze sei ein geeigneter Indikator für die Anfälligkeit für NME [KYP11]. Insbesondere bei $CaSi$ - und CaC_2 -behandelten Schmelzen - Ca wird oxidiert zu CaS und kann sich bei ausreichend guter Spülwirkung und -dauer in der Schlacke ab scheiden - lassen sich nach [KYP11] vermehrt agglomerierte CaS -Einschlüsse nachweisen. Verstärkt würde die Neigung NMEs zu bilden bei Al-beruhigten Stahlsorten und Schmelzen die Mg aus Reaktionen mit dem Feuerfestmaterial oder aus mitgelaufener Schlacke enthalten [KYP11]. Bei diesen treten Untersuchungen an jeweils 5 Schmelzen einer IF-, einer medium Carbon- (Grobblechgüte), einem höherfesten mikrolegierten (Kohlenstoff-Mangan+x -Stahl) und einer C50-Stahlsorte zufolge vermehrt $[Al - Mg - Ca]$ -Komplexe in Form von NME auf [KYP11]. Es konnte in [KYP11] im Zusammenhang mit dem Auftreten von $[Al - Mg - Ca]$ -Komplexen und Spinellen ($MgAl_2O_4$) eine Korrelation mit hohen Al_2O_3 -, MgO - und Ca -Gehalten in der Schlacke festgestellt werden. Dies bestätigen auch Untersuchungen von [KKLS88], [Ray07], wonach die drei Arten oxidischer Einschlüsse Al_2O_3 , die Komplexe $CaO - Al_2O_3$ und $CaO - SiO_2 - MnO - MgO - Na_2O$ sich sowohl an den Fehlerpositionen am gewalzten Endprodukt, als auch in den Brammen gleicher Güten nachweisen ließen, weshalb sie der Grund für das Auftreten der Oberflächenfehler seien und die Ursache für die Fehler im Stahlwerk zu verorten sei. Die Einschlüsse entstünden in den verschiedenen Prozessschritten sekundär-metallurgischer Behandlungen und ließen sich nach eben diesen einzelnen Stahlwerksprozessschritten bereits im Gussgefüge nachweisen: Al_2O_3 in Clustern und einzelnen kleinen Globuli nach der Al-Behandlung beim Beruhigen und der Ca-Behandlung der Schmelze, und die oxidischen Komplexe $CaO - Al_2O_3$ und $CaO - SiO_2 - MnO - MgO - Na_2O$ als Resultat von Schlacken- und Ausmauerungsreaktionen während der Desoxidation, Entkohlung, Entschwefelung und den Schmelzenspülvorgängen [KKLS88], [Ray07].

Die Untersuchung von CaS -Einschlusszeilen am gewalzten Grobblech ergab [KYP11], dass sich diese wahrscheinlich erst sehr spät während der Erstarrung ausscheiden (thermodynamische Simulationen deuten dies an, verwendete Software CEQ CSI - Chemical Equilibrium Calculation for the Steel Industry), in die interdendritischen Zwischenräume wandern und während des Walzens an die Blechoberfläche gelangen, um dort potentiell Fehler zu verursachen. In den oben genannte Untersuchungen wurden Lollypop-Proben aus LD-Konverter, Pfannenbehandlungsständen und Stranggießanlage, welche zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der Schmelzen entnommen werden, auf NMEs untersucht. Die Zusammensetzung der NMEs wurde mit den gleichen Spektrometern durchgeführt, die für die Messung der chemischen Analyse genutzt werden. Zusätzlich wurden für die 5 Beispielschmelzen REM-EDX und PDA-Untersuchungen zur Einschlusscharakterisierung angewendet. Neben der zugegeben Ca-Menge ist auch die frei verfügbare O_2 -Menge in der Schmelze entscheidend für die Anzahl und Dichte von NMEs bei Schmelzen der genannten Stahlsorten [KYP11].

Schließlich lässt sich neben den bisher genannten Einflussgrößen für Brüchigkeiten und Schalenfehler in der Literatur noch der Hinweis auf Argonblasen als potentielle Fehlerursachen finden. Es wird in [TDJ⁺06] jedoch keine Erkenntnis zur Vermeidung von Ar-Blasen genannt, sondern der Vorschlag einer systematischen Brammenadjustage zur Reduktion von Ar-Blasen und Al_2O_3 -Einschlüssen gemacht. Ein Abschleifen und Flämmen mit einem Materialabtrag von 8 – 9mm bei Ar-gefährdeten Brammen führe zu 90% weniger Schalenfehlern und „Blistern“ an der Warmbandoberfläche

[TDJ⁺06]. Die Begründung sei, dass sich die Einschlusspartikel beim Stranggießen an die Strangoberfläche bewegten, sich dort häuften und durch Schleifen, Flämmen und Wegzubern bei der Wiedererwärmung dann in ihrer Anzahl reduzieren ließen. Auch in [RPDM03] wird als wirksame Adjustagemaßnahme Flämmen bei rissanfälligen Güten mit positivem Effekt auf das Schalenaufkommen genannt. Argonblasen und Al_2O_3 an den Rändern dieser Blasen sind auch laut [MMNK06] die Hauptursache für Schalen an Bandstahl von insbesondere ULC-Stahlsorten. Außerdem werden in [Ray07] Kantenrisse an Grobblechen mit globularen Wüstit-Partikeln (FeO) an oxidierten Argonblasen in Verbindung gebracht. Die Verteilung von Spülgas- und Strömungsblasen in der Schmelze sei proportional zum Schwefelgehalt (S beeinflusst die Viskosität der Schmelze) und in Abhängigkeit dessen erreichten die Argonblasen Umfänge von $1 - 5\text{mm}$ (Größenordnung [mm]), was wiederum die Aufstiegsgeschwindigkeit beeinflusst. Elektromagnetisches Rühren (electromagnetic stirring, EMS) sei eine sinnvolle Methode zur Verringerung der Anzahl in der Schmelze verbleibender Argonblasen, zur Verringerung des Aufkommens von Oszillationsmarken und eines Oberflächenfehlers der hier als „nails-like defects“ beschrieben wird. Der positive Effekt des EMS sei auf dessen lösende Wirkung an den Dendriten der Erstarrungsfront gefangener, angelagerter Argonblasen zurückzuführen [MMNK06].

Eine ausführliche Zusammenstellung von beobachteten Fehlerbildern und potentiellen Ursachen und prozesseitigen Maßnahmen zu deren Behebung im Zusammenhang mit Einschlüssen im Gussgefüge von stranggegossenem Stahl ist in [ZT03b] zu finden. Die Autoren in [ZT03b] bringen mit Einschlüssen folgende Mechanismen, welche Oberflächen- und Materialfehler begünstigen oder verursachen können, in Verbindung:

- Einschlüsse verursachen Hohlräume, Fehlstellen im Gefüge, welche Risse induzieren können. („[...] inclusions cause voids, which can induce cracks.“)
- Harte und spröde oxidische Einschlüsse, insbesondere große Al_2O_3 -Einschlüsse $\geq 30\mu m$, seien die Hauptursache für Materialermüdungserscheinungen bei „bearing steels“. („The source of most fatigue problems in bearing steel are hard and brittle oxides, especially large alumina particles over $30\mu m$.“)
- Die Härte (Morphologie) von Einschlüssen sei im Vergleich zur umgebenden Matrix entscheidend für das Verhalten der Einschlüsse bei der Umformung. Lichtmikroskopische Aufnahmen von Fehlerbildern zeigen meistens streifen- oder kugelförmige Einschlusspartikel an der Fehlerstelle.

In [ZT03b] wird außerdem nach unterschiedlichen Typen von Einschlüssen im Stahl differenziert:

- nicht-metallische Einschlüsse (non-metallic inclusions, NME) werden aufgeteilt nach indigenen und exogenen Einschlüssen:
 - indigene Einschlüsse (indogenous inclusions) seien das Produkt von Desoxidationsprozessen (hauptsächlich Al_2O_3 , SiO_2) oder Ausscheidungen aus dem Erstarrungsprozess der Schmelze oder der Temperaturführung während der Kühlung des Stranges (hauptsächlich sulphidische, oxidische, nitridische Einschlüsse: AlN , Al_2O_3 , SiO_2). („precipitation inclusions, formed

during solidification or cooling, mainly sulphide, oxide, nitride inclusions.“) Indigene Einschlüsse lägen meistens in Form von Clustern $\leq 30\mu m$ oder als Einzelpartikel $\leq 10\mu m$ vor.

- exogene Einschlüsse (exogenous inclusions) entstünden aus chemischen und mechanischen Wechselwirkungen der flüssigen Schmelze mit angrenzenden Oberflächen oder Grenzflächen (Schlacke, Feuerfestmaterial). „resulting mainly from chemical (reoxidation) and mechanical interaction of liquid steel with surrounding (slag, refractory).“ Die Größenordnung der exogenen Einschlüsse läge im Bereich $> 50\mu m$ und ihre Form sei meistens globular. Da exogene Einschlüsse als Agglomerationszentren fungierten, würde sich ihre äußere Form z.B. beim Wiedererwärmen, erneutem Abkühlen und Umformen ändern. Sie seien häufig in Oberflächennähe zu finden.
- Exogene Einschlüsse seien nach [ZT03b] immer auf Prozesseigenschaften zurückzuführen. Ihre Größe und chemische Zusammensetzung ließe eine Identifikation der Entstehungsursache zu; hauptsächlich Reoxidierung, Schlacken-Eintrag, Feuerfestmaterial-Erosion und chemische Reaktionen mit Schlacke und Feuerfestausmauerung. „Exogenous inclusions are always process related and their size and chemical composition leads to the identification of their sources; mainly reoxidation, slag entrainment, lining erosion, chemical reactions with slag and refractory material.“

Auch nach [RPDM03] sind als potentielle Ursachen bzw. Randbedingungen, die zu vermehrtem Schalenaufkommen führten, Stranggieß-bezogene Faktoren wie Oszillationsmarken, Viskosität des Gießpulvers und Strangabmessungen (Dicke und Breite) zu nennen. Al-haltige Einschlüsse ließen sich unterscheiden in Cluster (Größe: $1 - 5\mu m$), wobei die Cluster als Ansammlung dieser Partikel bis zu einige mm groß würden, und Einzelpartikel. Erstere entstünden infolge von Al-Zugabe bei der Schmelzenbehandlung während der Desoxidation, während letzere das Resultat von Wechselwirkungen zwischen Schmelze und Feuerfestmaterial oder Gießpulvereinschwämmungen seien. Am gewalzten Produkt träten die ausgewalzten Al-Cluster als Schalenfehler mit bis zu $250mm$ Länge und $\leq 5mm$ Breite auf [RPDM03]. Zur Vermeidung der Al-Cluster wird vorgeschlagen, die kritische relativ Geschwindigkeit zwischen Metallschmelze und Schlacke unterhalb eines kritischen Werts v_c zu halten (basierend auf *Kelvin-Helmholtz-Instabilitätskriterium* [Kel71], [Hel68]).

$$v_c = \sqrt{2 \frac{\rho_m + \rho_l}{\rho_m \rho_l} \left[g \gamma (\rho_m - \rho_l) \right]}^{1/4}$$

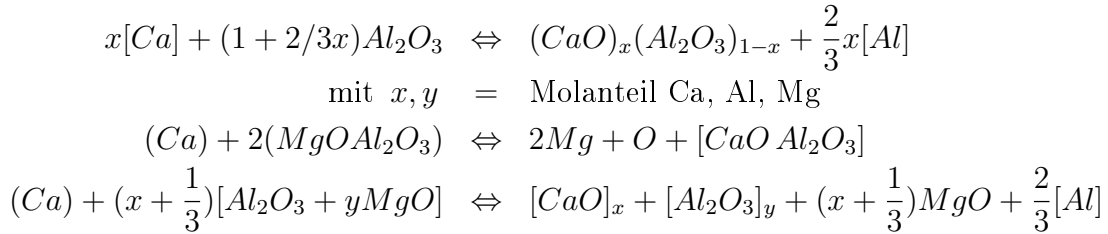
mit g = gravitiy [m/s^2]
 ρ_m, ρ_l = Dichte der Schmelze (m) und der Schlacke (l)
 γ = Grenzflächenspannung zw. Metall, Schlacke

Darin (in v_c) sind die Dichte von Schmelze und Schlacke, die mittleren Spannung an der Grenzfläche Metall, Schlacke, das Profil der Grenzfläche zwischen Schmelze und Schlacke und die Viskosität der Schlacke, Gießpulverschlacke berücksichtigt.

Neben dem Verweis auf die Reduktion von Al_2O_3 -Einschlüssen wird in [RPDM03] auf positive Ergebnisse in Bezug auf die Vermeidung von Schalenfehlern hingewiesen,

wenn die Tauchausgüsse „roof type nozzles“ seien, diese also konisch zum Boden hin zuliefen. Eine Änderung der Oszillationsfrequenz habe keinen Einfluss auf die Menge auftretender Schalenfehler.

Ein erst beim Stranggießen auftretendes Phänomen, das Verstopfen des Tauchausgusses infolge von metallischen und nichtmetallischen Anwachsungen (clogging), wird vielfach im Zusammenhang mit Reinheitsgradeinflüssen genannt [EPP⁺09], [ZT03b], [WC10], [JTM04], [CWW⁺11]. Die Untersuchungen von [EPP⁺09] stellen einen Zusammenhang zwischen oxidischem und sulfidischem Reinheitsgrad und dem Auftreten von Clogging im Tauchausguss her. Die Aussagen in [EPP⁺09] beziehen sich auf Schmelzen höherfester Baustähle, die mittels Einblasentschwefelung durch Einblasung von $CaSi$ oder CaC_2 zur Abbindung von CaS -Partikeln entschwefelt werden. Nichtmetallische Einschlüsse als Beiprodukt von clogging am SEN könnten nach [EPP⁺09] durch folgende sekundärmetallurgischen Prozesseinstellungen reduziert werden: Geringst mögliche bei Konverterabstich mitgelaufene LD-Schlackenmengen, eine ausreduzierte basische Pfannenschlacke, ausreichend Schlacke mit optimaler Konsistenz (Oberflächenspannung u. Viskosität), eine möglichst gut desoxidierte Schmelze und Schlacke mit geringem Sauerstoffpotential, gute Spülwirkung der Pfannenspülsteine. Es werden in [EPP⁺09] außerdem die zu beachtenden Prozessbedingungen bei der CaC_2 - oder $CaSi$ -Einblasentschwefelung für einen möglichst hohen Reinheitsgrad beleuchtet. Nach [EPP⁺09] ist in einer Vielzahl von Veröffentlichungen bereits auf die möglichen chemischen Reaktionen in einer Stahlschmelze mit basischer Schlacke unter $CaSi/CaC_2$ -Einblasung eingegangen worden, welche zu komplexen Mg , Al_2O_3 , CaO , CaS -Einschlüssen führen können. Bei Betrachtung der binären Phasendiagramme $CaO - Al_2O_3$ und $CaO - MgO$ können folgende Komplexbildungen je nach Elementkonzentration auftreten:



In [EPP⁺09] wird dabei auf die Wichtigkeit des sich in Lösung befindlichen Ca -Anteils für die Wahrscheinlichkeit für die Ca -Einschlussbildung hingewiesen, der nicht zwingend allein durch die zugegebene Gesamtmenge an Ca wiedergegeben werden könne. Aus metallurgischer Sicht ist ein Erklärungsansatz für die positive Wirkung auf die Anzahl nichtmetallischer Einschlüsse und damit eine Verbesserung der Vergießbarkeit durch vermehrte CaC_2 -, die reduzierende Wirkung des Ca , auf die Al_2O_3 -Partikel, welche eine $[Ca_x, Al_y]$ -Komplexbildung sowie die Formierung von CaO bewirken [EPP⁺09]. Zur Abscheidung der Schlackenpartikel (CaO , $[Ca_x Al_y]$, Al_2O_3) ist eine entsprechende Einhaltung von Blas- und Beruhigungszeiten notwendig zur Vermeidung von Einschlüssen während des Stranggießens.

Zunderschalen (*FeO-Type sliver defects*) In [EL00] werden die Ergebnisse eines Forschungsvorhabens zur Klärung potentieller Ursachen und Definition von Abstellmaßnahmen von Schalenfehlern mit Spuren von FeO (Wüstit) an und entlang der

Schalenränder vorgestellt. Es wird ein Fehlerkatalog ähnlich dem des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh) [Etz12], vgl. hierzu Kap. 3.1 und Abb. 22, zur Fehleransprache erarbeitet, in welchem in Fehler mit und ohne Mischoxideinschlusszeile und mit und ohne Zunder und punktförmiger innerer Oxidation im Fehlerbereich unterschieden wird. Darauf aufsetzend wird ein Regelkatalog vorgestellt, in welchem potentielle Entstehungsorte und -gründe einem Schalenfehler zugeordnet werden können, abhängig vom makroskopischen und mikroskopischen (metallographischen) Fehlerbild. Je nach chemischer Zusammensetzung detektierter Einschlüsse und je nach Zundermenge, -Art und Verteilung sollen so verursachende Produktionsanlagenteile anhand der Fehlercharakterisierung möglich sein. So werden insbesondere in der betrieblichen Praxis z.B. nach [EL00] Al_2O_3 -Partikel immer dem Desoxidationsprozess in der Sekundärmetallurgie und Schalenfehler ohne innere Oxidation immer der Vor- oder Fertigstraße beim Warmwalzen als Entstehungsort zugeordnet. Bestandteil der Untersuchungen in [EL00], die zu diesen Fehlerursachen-Zuordnungsregeln geführt haben sind exemplarische makroskopische und metallographische und metallkundliche Fehlercharakterisierungen zu denen der Anlagenteil, in welchem der Fehler detektiert wurde, sowie die Fehlerverteilung auf dem Warmband bekannt sind. Wird in [San05] die Existenz von Grobkorn und Zunder am Saum der Schale als Indiz für längere Zeiten zwischen Fehlerursprung und innerer Oxidation und damit als Hinweis auf das Stahlwerk als Verursacher gewertet, wird im Gegensatz dazu in [EL00] berichtet, dass innere Oxidation an der Position der Schalenfehler nicht zwingend auf eine Entstehung während des Stranggießens oder Wiedererwärmens vor dem Warmwalzen schließen lässt, sondern die innere Oxidation auch während späterer Prozessschritte entstehen könnten. Es wird jedoch kein quantitativer Beleg und keine Erklärung des Fehlerentstehungsmechanismus gegeben.

In den Untersuchung von [MP02] wird beschrieben, dass Schalenfehler, welche am feuerverzinkten Band auftreten, oftmals zwei Kategorien zuordbar sind. Schalenfehler mit einer FeO -Schicht entlang der Schalenränder und solche Schalenfehler, die neben dem Wüstit-Saum auch globulare oxidische Partikel im Fehlerbild aufweisen. (Die Untersuchungen von [MP02] beschränken sich auf Ti -legierte IF-Güten.) Aufgrund der chemischen Bildungstemperatur von $T > 1100^\circ C$ für globulare oxidische Einschlüsse von Eisen und anderen Legierungs- und Begleitelementen sowie aufgrund des notwendigen Sauerstoffangebots und der notwendigen Reaktionszeit, können nach [MP02] nur der Stranggießprozess, die Wiedererwärmphase und das Vorwalzen während des Warmwalzens als Entstehungsort und Ursache für die Schalenfehler in Frage kommen. Eine genauere Verortung sei aber nicht möglich und bisher auch andernorts nicht veröffentlicht. Die Autoren [MP02] stellen die Hypothese auf, dass die Ursprünge der späteren Schalenfehler an Argonblasen, pinholes oder schwachen Korngrenzen zu suchen sind, an denen Sauerstoff in das Material gelangen und innere Oxidation beginnen kann. Es wird außerdem vorgeschlagen ein neuronales Netz zur Vorhersage von Schalenfehlern anhand von Prozessparametern aus dem Stahlwerk und Qualitätsdaten von ausgefallenen Bändern und Versuchen, in denen künstlich Fehlstellen eingebracht wurden, zu trainieren und einzusetzen.

Innere Oxidation als Hilfsmittel zur Bestimmung des Entstehungszeitpunktes von Oberflächenfehlern In [May98] wird folgende Definition innerer Oxidation

gegeben: „Unter innerer Oxidation versteht man bekanntlich das Auftreten von Zonen etwa globularer Oxidpartikel von Begleit- oder Legierungselementen im Grundmaterial, verursacht durch eindiffundierten Sauerstoff.“ Die Voraussetzung für das Auftreten innerer Oxidation seien:

- Löslichkeit von Sauerstoff im Grundmaterial
- Diffusionsfähigkeit des Sauerstoffs im Stahl muss höher sein als die der zu oxidierenden Legierungs-, Begleitelemente
- höhere Sauerstoffaffinität der zu oxidierenden Elemente im Vergleich zum Grundmaterial

Weiter heißt es in [May98]: „Fehlererscheinungen an Walzprodukten, die mit einer Rissbildung an der Oberfläche des Rohblockes oder im späteren Fertigungsablauf zusammenhängen, sind reaktiv häufig bezogen auf den insgesamt anfallenden Oberflächenfehleranfall. [...] Zur näheren Eingrenzung des Entstehungszeitpunktes solcher Risse ist unter anderem die Untersuchung von eventuell aufgetretener innerer Oxidation geeignet.“ Denn die Tiefe der inneren Oxidation E nehme mit quadratischer Ordnung der Glühdauer t zu: $E^2 = a \cdot t$. Die Diffusion von Sauerstoff-Ionen sei geschwindigkeitsbestimmend für die Stärke der auftretenden inneren Oxidation und damit für die einzustellende Glühdauer. Für konstante Glühdauern, besteht zudem eine Temperaturabhängigkeit der Tiefe der inneren Oxidation:

$$\log(E^2) = -\frac{1}{T}b + c \Leftrightarrow E = \sqrt{\exp(-\frac{b}{T})}$$

Bei $T_{A_3} = 910^\circ\text{C}$ habe die Oxidationstiefe als Funktion von T eine Unstetigkeitsstelle (Legierungsabhängig), „wobei zu bemerken wäre, dass der A_3 -Punkt in der Zone der inneren Oxidation durch Entkohlung und Oxidabbindung erhöht wird“.

Entkohlung träte vielfach an Rissen oder Überwalzungen mit innerer Oxidation an der Risspitze auf; Sauerstoffpotential führt zur Auflösung von Fe_3C Verbindungen. Notwendige Randbedingung für das Fortschreiten innerer Oxidation in der Eisenmatrix ist ein Sauerstoffpartialdruck der kleiner ist als der Dissoziationsdruck von FeO : $P_{\text{O}_2} \leq P_{\text{Diss, FeO}}$. Überschreitet P_{O_2} den Dissoziationsdruck von Wüstit, so verزندert der Ort der inneren Oxidation (Pore, Riss, Korngrenze) und verlangsamt oder verhindert gar den Fortschritt der selbigen. Den Fortschritt der inneren Oxidation entlang ehemaliger Austenitkorngrenzen von der Position einer Oberflächenungänze (z.B. Riss, Pore) aus in das Materialinnere ist metallographisch nachweisbar und lässt sich mittels künstlich eingebrachter Risse (Kerben) im Versuch nachbilden [May98]. Die Schichtdicke und Partikelgröße kann nach [May98] als Indikator für den Entstehungszeitpunkt innerer Oxidation genutzt werden. Beobachtungen, die unter dem Phänomen „Oswald-Reifung“ gefasst werden, besagen dass große Oxidpartikel aufgrund ihrer Oberflächenspannung zu Ungunsten einer Vielzahl kleinerer Partikel in Abhängigkeit der Temperatur und der Zeit wachsen. Die Größe der Oxidpartikel an Stellen innerer Oxidation könnte daher zur Abschätzung des Entstehungszeitpunktes eines Oberflächenfehlers genutzt werden. Korngrenzen seien insbesondere bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen von $T = 800 - 900^\circ\text{C}$ die bevorzugten Orte an denen

Stahlgüte	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	N
1	0.09	0.54	1.46	0.009	0.0014	0.01	0.02	0.02	0.01	0.019	0.0023
2	0.05	0.005	0.15	0.009	0.013	0.01	0.02	0.02	0.01	0.024	0.0016

Tabelle 1: Angaben zur chemischen Analyse der in [FOM94] verglichenen Stahlsorten im Hinblick auf Entstehungsmechanismen und Aufttrittshäufigkeit von Rotrost an Warmband dieser Güten.

innere Oxidation stattfindet. Diese Aussage bliebe mit Einschränkungen (Haltezeiten von $\geq 60min$) auch bei höheren Temperaturen $T \approx 1200^\circ C$ bestehen. „In allen untersuchten Fällen verursachte eine innere Oxidation von Rissen die bereits bei der Aufwärmung auf Walztemperatur vorhanden waren, die beobachteten Erscheinungen bzw. Fehler.“ [May98]

Die Autoren von [KNIH02] unterscheiden bei der Oxidation von Eisen und seinen Legierungselementen sowie *Si* in warmgewalztem Stahl zwischen intergranularer (an den Korngrenzen verlaufender) und innerer Oxidation. Die Aussagen beschränken sich auf *Ti*-legierte IF-Stähle. Nach [KNIH02] diffundiert der Sauerstoff entlang der „quasi“-Austenitkorngrenzen, neuen Ferritkorngrenzen, in den Stahl und oxidiert primär *Fe*, *Si* und *Mn* an den Korngrenzen. Dann greift bei genügend großem O_2 -Potential, Partialdruck, der Sauerstoff die Körner an bis das Grundmaterial aus Fe_xO_y besteht; Verzunderung ins Material hinein. Dabei seien eine Temperatur von $T \geq 1473K$ (Auflösungstemperatur von $FeSi - O$) über einen Zeitraum von 1800 – 5400s bei einem Sauerstoffpartialdruck von 1 – 10% kritisch für die innere Oxidation entlang der Korngrenzen.

Zunderbildung und Zunderzusammensetzung am Warmband In [FOM94] werden zwei Stahlsorten hinsichtlich ihrer Neigung zur Rotrostbildung im warmgewalzten Zustand vergleichend untersucht. Der wesentliche Unterschied in der Analyse dieser beiden Stahlsorten sind der Silizium-, Mangan-, Kohlenstoff- und Schwefelgehalt: Eine nicht belegte Aussage der Autoren in [FOM94] ist, das Rotrost auf die Bildung eutektisch erstarrender FeO/Fe_2SiO_4 -Komplexe bei Temperaturen $T = 1173^\circ C$ im Wiedererwärmofen vor dem Walzen zurückzuführen sei. Als Hypothese zur Rotrostentstehung wird in [FOM94] folgendes angegeben „From these results the mechanism of red scale formation in *Si*-added steel can be depicted schematically as: 1. In the Furnace a thick scale consisting mainly of FeO is formed prior to hot rolling, 2. In addition in case of *Si*-added steel the eutectic FeO/Fe_2SiO_4 compound formed on the FeO /steel interface, runs irregularly into both FeO and steel sides, 3. When descaling is carried out at temperatures below the melting point, since the strength of solidified eutectic compound is high, it is difficult to remove completely the upper FeO scale by the anchor effect, 4. The remaining FeO scale is fractured easily by the subsequent rolling and changed into Fe_3O_4 and finally into red Fe_2O_3 .“ Dabei kommt es zu Oberflächenschädigungen durch eingewalzten Primärzunder und FeO/Fe_2SiO_4 -Partikel und zu vermehrter innerer Oxidation entlang der Korngrenzen auch in den Stahl hinein, aufgrund des hohen Sauerstoffangebots und der hohen Temperaturen vor und während dem Warmwalzen [FOM94]. Diese Effekte seien besonders bei *Si*-haltigen Stählen vermehrt zu beobachten [FOM94].

Bei der voestalpine steel existiert ein Warmbandqualitätssicherungssystem zur Vorhersage von Zunderschichtdicke und -zusammensetzung (VAI Q-Strip) [RHF05]. Dieses dient im Wesentlichen zur Steuerung und Optimierung der Heizgeschwindigkeit in Kombination mit berechneten Festigkeitswerten und Temperaturen. Die Zunderzusammensetzung und -schichtdicke wird über Bandlänge in Abhängigkeit der chemischen Analyse, der Walztemperaturen, -kräfte und Umformgrade berechnet. Auch die Wüst-Zerfallsprozesse und die Verzunderung während der Abkühlung auf dem Haspel werden berechnet und berücksichtigt. Mittels Hochtemperatur-Röntgendiffraktometrie (HTXRD) wurden für charakteristische Temperaturverläufe der Wüstitzerfall, die Hämatit zu Magnetit-Umwandlung und die letztliche Wüstitbildung unter verringertem Sauerstoffangebot im Coil (weniger Reaktionsoberfläche im gewickelten Coil) gemessen und dem Berechnungsmodell zugrunde gelegt [RHF05]. Nach [RHF05] stellt sich erst nach dem letzten Stich des Fertigwalzens während der Abkühlung des Coils ein Zunderschichtverhältnis von 95:4:1 für Wüstit-Magnetit-Hämatit ein.

Risse, Schädigungen an Strang und Halbzeug Dem Ursachenkomplex Rissentstehung und Vorschädigung von Strang, Bramme und Blech beim Stranggießen bis hin zum Vorwalzen widmen sich die Autoren in [XT11], [Min99], [SL92], [SNY80]. Dabei lassen sich die veröffentlichten Forschungsergebnisse zu Rissentstehungsmechanismen gruppieren in Ausscheidungs- bzw. Elementanreicherungs-bedingte Duktilitätsminderungen bzw. Materialschwächungen (z.B. Korngrenzenseigerungen oder Heißduktilitätsreduktion infolge von AlN -Ausscheidungen) sowie thermische und mechanische Spannungszustände während und nach dem Stranggießen. Mikro-Risse (an der Strangoberfläche) und kleine Löcher (pinholes) seien immer Angriffspunkt für innere Oxidation führten zu Schalenfehlern beim Walzen [MAR01]. Innerhalb einer Stahlsorten-Gruppe (z.B. IF-Stähle: Ti-legiert und nicht Al-beruhigt vs. Al-beruhigt) hat die metallurgische Behandlung nach [MAR01] einen Einfluss auf die zu beobachtende Schwere der Schalenfehler und die an den Fehlern gefundene Ausprägung innerer Oxidation und Zunderbelegung. Die kritische Tiefe von Vorschädigungen an Brammen, die mit großer Sicherheit zu Oberflächenfehlern nach dem Walzen führten, wird in [MAR01] mit $4 - 5\text{ mm}$ angegeben. Diese entstehen nach [XT11] aufgrund von $Nb(C, N)$ -Ausscheidungen im Gussgefüge von Brammen insbesondere mikrolegierter Güten (HSLA-Stähle, $C \leq 0.2\%$, $Mn < 2\%$, $Nb, Ti, V \leq 0.1\%$). In Bezug auf Schalenfehler seien insbesondere große Anzahlen feiner $Nb(C, N)$ -Ausscheidungen an Korngrenzen ursächlich für eine Schwächung der Korngrenzen (Bindungskräfte) und u.U. für die Bildung lokaler „voids“ $\hat{=}$ Spannungszustände im Gefüge. Die Folge seien geringere Dehnungskennwerte, Duktilitäten und damit potentiell Ursprünge von Mikrorissen, die zu Schalen führen könnten [XT11]. Die methodischen Ansätze zur Temperatur- und Ausscheidungssimulation in [XT11] sind:

- Heat Transfer Model: Finite-Differenzen-Modell zur Lösung der Wärmeleitungsgleichung an den Grenzflächen der Systeme: Strang-Luft, Luft-Kokille sowie Strang-Kühlwasser und Strang-Luft im Bereich der Sekundärkühlung. In [XT11] werden sogenannte *Clyne-Kurz*-Gleichungen zur Berechnung der Liquidus-Solidus-Temperatur und Phasenanteile im Erstarrungsgefüge genutzt. Die Wärmeleitungsgleichungen werden nacheinander für den Zeit-Temperaturverlauf in

der Kokille gelöst und die Zustände, sprich Oberflächentemperaturen am Ausgang der Kokille als Startbedingungen für die Berechnung der Wärmeübergänge in der Sekundärkühlung verwendet.

- Gleichgewichts-Ausscheidungsmodell: laut der Autoren sei dieses geeignet 18 Ausscheidungsvarianten oxidischer, sulfidischer, nitridischer und carbidischer Ausscheidungen zu berechnen. Der Ansatz beruht auf der Lösung von 35 Gleichungen zur Beschreibung der Löslichkeitsprodukte mittels *Newton-Raphson*-Iterationsverfahren; das Löslichkeitsprodukt K zur Beschreibung der Ausscheidungen der Elemente M, X wird angenommen als:

$$K_{M_x X_y} = \frac{a_M^x a_X^y}{a_{M_x X_y}}$$

$$a_i = \gamma_i [\% i], \quad \text{mit } \log_{10}(\gamma_i) = \sum_{i=1}^n e_i$$

- Das Modell zur Beschreibung der Ausscheidungsbildungsrate („population balance equation“) beinhaltet als materialabhängige Parameter die Diffusionskoeffizienten und die Grenzflächenenergien zwischen Stahl(-Matrix oder -Schmelze) und Ausscheidungspartikel. Die Ausscheidungsbildungsrate wird in [XT11] definiert als:

$$\frac{dn}{dt} = -\beta_i n_1 n_i + \beta_{i-1} n_1 n_{i-1} - \alpha_i A_i n_i + \alpha_{i+1} A_{i+1} n_{i+1} \quad (i \geq 2)$$

mit $n_1, n_{i-1}, n_i, n_{i+1}$ = Teilchendichte mit Größe $1, i, i-1, i+1$ [$1/m^3$]

β_i = Diffusions-Wachstums-Konstante [m^3/s]

A_i = Reaktionsfläche der Partikel mit Größe i [m^2]

α_i = Dissoziationsrate [m^2/s]

Dabei sind die Diffusions-Wachstums-Konstante β_i der Partikel mit Größe i und die Dissoziationsrate α_i definiert als:

$$\beta_i = 4 \pi D r_i$$

$$\alpha_i = \frac{\beta_i}{A_i} n_{1, equ} \exp\left(\frac{2\sigma V_p}{RT r_i}\right)$$

Hierin sind

D = Diffusionskoeffizient [m^2/s]

r_i = Radius, kugelförmig angen. Partikel i [m]

$n_{1, equ}$ = Teilchendichte gelöster Pseudomoleküle im Glg. [$1/m^3$]

σ = Grenzflächenspannung zw. Ausscheidung u. Stahl [J/m^2]

V_p = molares Volumen der Ausscheidung [m^3/mol]

R = ideale Gaskonstante, T = absolute Temperatur

- Den Simulationsergebnissen wurden Messwerten aus Proben von Brammen und Blechen gegenüber gestellt. Es wurden Scheiben von Brammen elektrochemisch aufgelöst und mittels inductively coupled plasma atom emission spectroscopy (ICP-AES) die chemische Zusammensetzung und Gewichts-Anteile der Mikrolegierungselementausscheidungen bestimmt. Mittels TEM und energy dispersive spectroscopy (EDS) wurden anhand von „carbon extraction replica“ die Verteilung und mittlere Größe der Ausscheidungen charakterisiert.

Die Modelvorhersagen für die mittlere Ausscheidungsgröße (Durchmesser) liegen in [XT11] um 50 – 75% unter den gemessenen Werten für die Ausscheidungen in Proben analoger Produktionsmuster. Ohne Berücksichtigung von Diffusionsprozessen infolge derer sich neue Ausscheidungen bilden und existierende wachsen können beträgt der Berechnungs-Fehler um 75% und er sinkt auf um 50% bei Berücksichtigung ebendieser diffusiven Vorgänge. Die Autoren [XT11] liefern als Erklärungsansatz, dass TiN sich schwer während der Wiedererwärmung vor dem Warmwalzen lösen ließen und sich $Nb(C,N)$ -Ausscheidungen infolge dessen an den bereits existierenden $Ti(C,N)$ -Ausscheidungen bilden könnten. Dies könnte außerdem ein Ansatz zur Begründung des vermehrten Nachweises von Ti an großen Ausscheidungen in [XT11] sein. Dies gilt es in den kinetischen Ausscheidungsrechnungen, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden, zu berücksichtigen oder zumindest für eine Ergebnisdiskussion zu beachten.

In [Min99] werden einige nicht statistisch verifizierte Ergebnisse aus Versuchsschmelzen und Heißzugsversuchen zu den Einflüssen von Ti , Nb , S , P , N , Al , Cu auf die Warmumformbarkeit und Rissanfälligkeit (Schwerpunkt: transverse cracks) von $C - Mn - Al$ und $C - Mn - Nb - Al$ -Stählen genannt. Als Maß für die Warmumformbarkeit wird die *reduction of area* in [%] verwendet. Aufgetragen über der Temperatur wird die relative Flächenreduktion zur Bewertung der Umformbarkeit des erkaltenden Strangs genutzt. Der Vergleich mit normalisierten Proben gibt Aufschluss über die Löslichkeit der gebildeten Ausscheidungen und die für eine Auflösung notwendigen Temperaturen bzw. die Rekristallisationstemperaturen für die jeweilig betrachteten Gefüge und chemischen Zusammensetzungen. Die vier Haupteinflussfaktoren für die Warmumformbarkeit sind nach [Min99] die (Zug-, Druck-)Spannungsrate (strain rate), die Korngröße sowie Größe, Volumenanteil und Verteilung von Ausscheidungen und metallischen und nichtmetallischen Einschlüssen („Nevertheless it is necessary to mention the four most important variables that control hot ductility; strain rate, grain size, precipitation and inclusions content (their size, volume fraction and distribution“).

Nach [Min99] waren die Versuche zur mathematischen Modellierung der Warmumformdiagramme, -kurven (relative Flächenreduktion beim Heißzugversuch als Funktion der Temperatur und einer Auswahl möglicher Einflussgrößen) bisher erfolglos. [Min99] nennt als Beispiel für diese fehlgeschlagenen Versuche die Untersuchungen von Yamanaka et al. (1980) [Yam80] und Maki et al. (1985) [Mak85]. Ein Model, was auf den Modellierungsversuchen von Yamanaka beruht, ermöglicht die Berechnung des Duktilitätsminimums unter der Annahme, dass alle Umformung über den Ferrit-Film entlang der ehemaligen Austenitkongrgrenzen geschieht. Der Autor [Min99] geht weiter davon aus, die schlechte Umformbarkeit am Punkt des Duktilitätsminimums ginge vom Versagen entlang ehemaliger oder bestehender Kongrgrenzen aus, an welchen sich Ausscheidungen (insbesondere Nb), Einschlüsse (z.B. MnS), Oxidsäume, Mikrorisse

bildeten und sammelten und bei Aufbringen einer Spannung zum Versagen entlang der Korngrenzen führten. Unter diesen vereinfachenden Annahmen wäre die kritische Dehnung bis zur Rissbildung:

$$\epsilon_{crit} = V_{\alpha} \left(k(1 - f) \right) / f$$

V_{α} = Volumenanteil des Ferrits
 f = Volumenanteil der Einschlüsse (metall. u. nichtmet.)
 k = Materialkonstante

Diese Formel besagt, dass je mehr Ferrit sich während des Erstarrens und während der Warmumformung (Strangbiegen, soft reduction, Warmwalzen) bildet, desto besser die Duktilität und desto unanfälliger ist der Stahl auch bei größeren Volumenanteilen von Einschlüssen gegen Rissbildung.

Zink senkt die Warmumformbarkeit bei Gehalten von $C_{Sn} \geq 0.1\%$ um 10 – 20% [Min99], [SL92].

„When small additions of *Cu* are made or with high residual *Cu* containing steels, ductility deteriorates in an oxidising atmosphere. To avoid cracking and surface problems a nickel addition is required such that the *Ni* : *Cu* ratio is 2 : 1“ [Min99]. „Slower cooling rates after casting give better ductility as coarser inclusions and particle distributions are formed [Min99].“

„*Ti* additions have generally been found to be detrimental to hot ductility. [...] for casts with low *N* levels $\approx 0.005\%$, the *Ti* level should be at around $\approx 0.01\%$ to limit the precipitate volume fraction or very high *Ti* : *Ni* ratio of 4 – 5 : 1 so that a high *Ti* level in solution will encourage precipitation at high temperatures and the excess *Ti* will encourage growth. [...] when there is insufficient *Ti* present to combine with all the available *N*, that in C-Mn-Al-Ti steels the soluble *Al* should be kept as low as possible to avoid *AlN* precipitates [Min99].“

Nach [SNY80] sind die Haupt-Entstehungsmechanismen für Risse bei stranggegossenem Material, sowohl Innen- als auch Kantenrisse, zum einen temperatur- und zum anderen chemieabhängig. In [SNY80] wird die Erstarrungs- bzw. Wiedererwärmtemperatur in drei kritische Bereiche eingeteilt: 600-900°C, 900-1200°C und >1200°C. In Temperaturbereichen >1200°C ist die Erstarrungsfront bzw. die chemische Zusammensetzung (lokal) der flüssigen Phase, thermische Ströme und Spannungen an der Erstarrungsfront in Folge derer sich Ausscheidungen und Cavitäten zwischen den Dendriten bilden, hauptsächlich für die Rissbildung. Bei Temperaturen zwischen 900 – 1200°C sind die Austenitkorngrenzen die Hauptschwachstellen, an denen sich Ausscheidungen absetzen und innere Oxidation (Diffusion entlang der Korngrenzen) stattfinden kann. Unterhalb der Martensitstarttemperatur tritt die chemische Zusammensetzung und mit ihr das Angebot an seigerungs- oder ausscheidungs-fähigen Elementen in den Vordergrund. Entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen und entlang im aktuellen Zustand existierender Korngrenzen sammeln sich nach [SNY80] Ausscheidungen, z.B. $(FeMn)S-O$, AlN , $Nb-C-N$, BN , weiten das Kristallgitter lokal an den Korngrenzen, es bilden sich proeutektoide Ferrite (Phasen oder Verbindungen wieder anderer Gitterstruktur, welche sich vorzugsweise entlang der ehemaligen Austenitkorngrenzen bilden und lokal zu weiteren „voids“ bzw. Lücken im Kristallgitter der umgebenden Matrix führen [WZXZ10]) und diese Schwachstellen brechen entlang der Korngrenzen bei

Einbringen von zusätzlichen externen Spannungen auf; Ursprünge von Rissen. Auch [KC07] nennt TiN an Korngrenzen, Phasengrenzen, Punkten hoher Versetzungsdichte sowie Ungängen wie z.B. Blasen oder Lunker als Ursache für Mikrorisse während des Stranggießens.

Das Duktilitätsminimum von Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von $C_C = 0.17 - 0.2\%$ liegt nach [MMK65] im Bereich von $T \approx 600 - 900^\circ C$ und damit weit unter der Erstarrungstemperatur. Dies wurde nach [MYSG85] bisher mit der Phasenumwandlung des Strangs γ - nach α - Ferrit begründet. Eine etwaige Rissentstehung bei Temperaturen unterhalb der A_{C3} - Temperatur daher mit einem bei der Phasen- und Gitterstrukturumwandlung einhergehenden Schrumpfen des Strangs (lokal erhöhte Spannungen (Zug-, Druck- und Scherspannungen) durch Gitterkontraktion) begründet.

Untersuchungen von [Fle74] weisen daneben darauf hin, dass die Rissanfälligkeit bei Temperaturen direkt unterhalb der Solidustemperatur $T \approx 1100 - 1300^\circ C$ bereits auf lokale Strangschaleneinschnürungen bei der Phasenumwandlung (δ - \rightarrow γ -Eisen) während der Erstarrung zurückzuführen sein könnten. Die Strangoberfläche sei durch die Einschnürungen uneben und liege nicht gleichmäßig an der Kokille an. Die Wärmeabfuhr über Gießpulver und Kokille sei daher an diesen Stellen lokal dünnerer Strangschalen schlechter, weshalb Heißrisse und Ausbrüche möglich seien. Die Rissentstehungsmechanismen für Risse bei Temperaturen $T \approx 600 - 900^\circ C$ im Bereich der peritektischen Gefügeausbildung (Koexistenz von γ - und α - Eisen und Mischphasen) können damit jedoch nicht vollständig erklärt werden [MYSG85], [Fle74]. Einzig der Einfluss von bereits aus der Phasenumwandlung bei $T \approx 1200^\circ C$ herrührenden Rissen und Spannungszuständen auf die Heißverformbarkeit, könnte sich nach [MYSG85], [Fle74] auch bei der Umwandlung von γ - nach α - Ferrit und dabei entstehende Risse bemerkbar machen („[...] the ductility has been well known to depend largely on the austenite grain size, because the surface cracking is mostly accompanied by the intergranular fracture of austenite.“ [MYSG85]).

Der Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf das Austenit-Kornwachstum bzw. die mittlere Austenitkorngröße und deren Einfluss auf die Warmumformbarkeit im Hinblick auf Rissentstehung, Rissneigung wird in [MYSG85] daher untersucht. Die Ergebnisse der Untersuchungen von [MYSG85] lassen sich unter zwei Punkten zusammenfassen:

- Der Kohlenstoffgehalt hat keinen direkten Einfluss auf die Warmduktilität.
- Die Austenitkorngröße hat einen invers proportionalen Einfluss auf die Warmumformbarkeit und die maximale Spannung beim Bruch der Heißzugprobe. Es bilden sich NbC Ausscheidungen an den Austenitkorgrenzen, auch dynamisch, während der langsamen Verformung des Zugversuchs und in der Austenit-Matrix. Diese führen zum Bruch, wenn die Korngrenzenanzahl sinkt und die Verteilung der Ausscheidungen sich auf weniger Korngrenzen beschränkt; NbC kann lokal stärker agglomerieren. Der Kohlenstoffgehalt hat einen Einfluss auf die Keimbildung der Austenitkörner und damit auf die Anfangs-Korngröße, jedoch nicht auf die bei den betrachteten Wiedererwärmtemperaturen von $\leq 1350^\circ C$ nachträglich eingestellten grobkörnigen oder feinkörnigen Gefüge. Die Temperaturbehandlung: Wiederwärmtemperatur, Haltezeiten und Abkühlraten, sind die nach [MYSG85] wesentlichen Einflussgrößen für das Austenitkorn. Bei initialer Abkühlung und Erstarrung im Strang ist der Kohlenstoffgehalt für die Ausgangs-

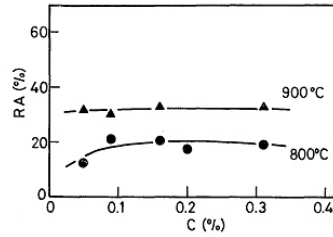


Abbildung 3: Die Warmumformbarkeit, beschrieben durch die *reduction of area* in [%] ist unabhängig vom Kohlenstoffgehalt [MYSG85]. Die untersuchten Proben hatten eine chem. Analyse mit Anteilen von $Si = 0.35\%$, $Mn = 1.5\%$, $Nb = 0.05\%$, $Al = 0.05\%$, $N = 0.006\%$, $S = 0.008\%$, $P = 0.02\%$ und wurden bei $1300^\circ C$ lösungsgeglüht und anschließend bei $800^\circ C$, respektive $900^\circ C$ mit einer Umformrate von $0.83 \times 10^{-3} 1/s$ warm-gezogen.

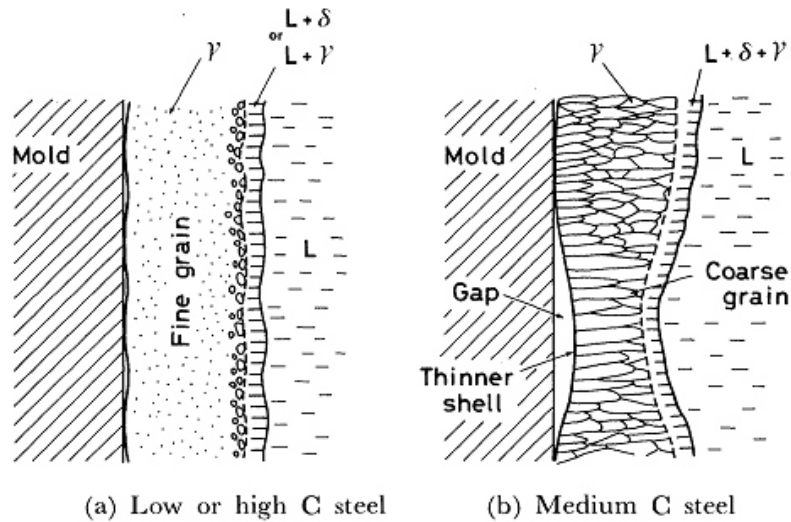


Abbildung 4: Schematische Darstellung unterschiedlicher Austenitkorngrößen im Erstarrungsgefüge in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehalts nach [MYSG85].

korngröße der Austenitkörner mit entscheidend. Ein C-Gehalt von $0.1 - 0.15\%$ führt zu grobem Austenitkorn, während C-Gehalte von $\approx 0.03\%$ und $\approx 0.5\%$ ein feineres Austenitkorn begünstigen. Durch lange Haltezeiten bei hohen Wiedererwärmtemperaturen und starkes Abschrecken oder Quenchen kann jedoch auch bei hohen bzw. niedrigen C-Gehalten ein grobkörniges, wenig duktiles Endgefüge eingestellt werden.

Kritische Spannungen (qualitativ und quantitativ) für die Entstehung von Rissen an der Erstarrungsfront sind in [MIN60] angegeben in Form kritischer plastischer Biegungen, die eine Probe der Größe $450 \times 80 \times 35mm$ erfährt (extern), bis zur Mikrorissentstehung in der Nähe der Erstarrungsfront. Die kritische Dehnung liegt nach [MIN60] zwischen $0.3 - 4\%$ und ist vom Kohlenstoffgehalt und damit der Breite des Temperaturbereichs des Zweiphasengebiets Liquidus-Solidus abhängig; je höher der Kohlenstoffgehalt, desto breiter der Temperaturbereich ($< 10K$ bei $C \approx 0.04\%$, $100K$

bei $C \approx 0.65\%$) in dem die Erstarrung stattfindet, also sowohl flüssige als auch feste Phasenabteile vorliegen. Die sich daraus ergebende kritische Spannung lautet nach [MIN60]

$$\sigma = \underbrace{\frac{\partial (y - y_0)}{\partial t} r}_{\hat{=} \text{strain rate}} \underbrace{\left[\frac{1}{(A \cdot \exp(-28392 \cdot T^{-1}))^{1/3.15}} \right]}_{\text{Temp. Anteil}}$$

T = Temperatur [K]
 A = Materialkonstante
 $y - y_0$ = Auslenkung von der Nullachse y_0
 r = Krümmungsradius

Ein Erklärungsansatz der Autoren [MIN60] ist die mit $T_{liquid} - T_{solid}$ wachsende Tiefe der interdenritischen „Lücken“ (notches) an der Erstarrungsfront, was zu einer größeren „Instabilität“ des Materials an bzw. zwischen den Dendriten führen und dort die Rissanfälligkeit und Sensitivität gegenüber thermischen, mechanischen und chemischen Spannungen erhöhen könnte.

In [Dip09] wird ebenfalls auf die Heißduktilitätsreduktion grobkörnigen Erstarrungsgefüges hingewiesen. Die Hauptursache für Querrisse am Strang sei gobes Austenitkorn, welches bevorzugt an Positionen tiefer Oszillationsmarken und anderen Oberflächenebenen bzw. -vertiefungen entstehe. Dort bildeten sich aufgrund lokal herabgesetzter Wärmeabfuhr in der Kokille bereits grobkörnige δ -Ferrit Strukturen, die dann in groben Austenit umwandelten. Querrisse an der Strangoberfläche seien nach [Dip09] immer intergranular (verlaufen entlang der Korngrenzen und sind in ihrer Länge von der Größenordnung mehrerer Körner). Sie entstünden an den dünnen Ferritschichten, welche sich an den Korngrenzen des grobkörnigen austenitischen Gefüges bilden [Dip09]. Den Einfluss der Kokillenoszillation auf die Oberflächenqualität von Stranggussbrammen beleuchten [Sch94], [SFKK86] und bringen Querrisse ebenfalls mit Oszillationsmarken in Zusammenhang. Die negative Stripzeit, bzw. die Hubhöhe kann über die Formel der Kokillenbewegung berechnet werden, X_k ist die Auslenkung der Kokille zum Zeitpunkt t :

$$X_k = \frac{H}{2} \sin(\omega t)$$

mit H = Hubhöhe
 ω = Oszillationsfrequenz

Die zu einem Zeitpunkt t vergossene Stranglänge ist $X_s = v_{giess} t$. Die negative Stripzeit t_n ist:

$$t_n = \frac{1}{\pi f} \arccos\left(\frac{v_{giess}}{\pi f H}\right)$$

Die Autoren [SFKK86] nehmen die relative Bewegung der Kokille und des Strangs (festes Bezugssystem und gleicher Zeitpunkt) als kritische Kenngröße für die Entstehung von Oszillationsmarken. Die negative Stripzeit korreliere nichtlinear positiv mit der Oszillationsmarkentiefe und die Hubhöhe sei direkt proportional zur Oszillationsmarkentiefe [SFKK86].

Zur Beschreibung von „intergranular cracks“ (Korngrenzenrissen) wurde von [CPLB04] ein Model entwickelt wonach Querrisse bei IF-Stählen immer entlang der Korngrenzen, und zwar entlang der ursprünglichen Austenitkorngrenzen verliefen, was ein Indiz für Kriechbruch sei („creep fracture“). Die Formeln zur Beschreibung der Zusammenhänge zwischen Spannung an den Korngrenzen und resultierender Dehnung bis hin zum Riss, sind angelehnt an Norton-Hoff [CPLB04]:

$$\sigma = \epsilon^{a_4} \cdot \exp(-a_1 \epsilon) \cdot a_2 \sqrt{3} \cdot (\sqrt{3} \dot{\epsilon})^{a_3}$$

mit $a_{1,\dots,4}$ = Temp.abhängige Konstanten (1)

Die Bruchmechanismen seien einzugrenzen auf [CPLB04]:

- „grain boundary cavitation“ (Korngrenzenaufweitung und Korngrenzenerosion, „creep plastic deformation“): Die Korngrenzenaufweitung sei [CPLB04] durch die Bildungsrate von Lücken oder Aushöhlungen („cavitations“) an den Korngrenzen charakterisiert:

$$\begin{aligned} \cdot N &= \beta \sigma_N^2 \cdot \epsilon^c = F_N \left(\frac{\sigma_N}{\varsigma_0} \right)^2 \cdot \epsilon^c \quad \text{mit } \sigma_n \geq 0 \\ N &= \text{Anzahl Aushöhlungen pro Einheitslänge der KG} \\ \cdot \epsilon^c &= \text{effektive Kriech-Dehn-Rate} \\ \sigma_N &= \text{Spannungsanteil in Normalenrichtung} \\ \beta &= \text{Materialkonstante} \\ F_N &= \text{Ausscheidungsparameter} \\ \varsigma_0 &= \text{Normierungsfaktor} \end{aligned}$$

- „void diffusion“ (Diffusion von Fehlstellen): Die Fehlstellendiffusion kann nach [CPLB04] beschrieben werden durch die entsprechende Diffusionsrate:

$$\begin{aligned} D &= \frac{D_0 \delta_{kg} \Omega}{k T} \exp\left(-\frac{Q_{kg}}{R T}\right) \\ \text{mit } D_0 \delta_{kg} &= 7,5 \times 10^{-14} [m^5/s] \\ \Omega &= \text{atomares Volumen} = 1,21 \times 10^{-29} m^3 \\ Q_{kg} &= \text{Aktivierungsenergie} = 159 kJ/mol \end{aligned}$$

Die angegebenen Werte sind Literaturwerte aus [CPLB04] für Stähle mit komplett austenitischem Gefüge.

- „grain boundary sliding“ (Korngrenzengleiten): Die absolute Verschiebung der Korngrenzen zueinander infolge eines Gleitvorgangs kann nach [CPLB04] durch zeitliche Integration der relativen Gleitgeschwindigkeit v_{gleit} zwischen zwei Körnern ermittelt werden.

$$\begin{aligned} v_{gleit} &= w \cdot \frac{\tau}{\eta_{kg}} \\ \text{mit } w &= \text{Korngrenzendicke} \\ \eta_{kg} &= \text{Viskosität der Korngrenze} \\ \tau &= \text{Scherkraft} \end{aligned}$$

Dabei kann der Quotient $\frac{w}{\eta_{kg}}$ durch die Dehnrates $\dot{\epsilon}$, die Länge des betrachteten Korns l und den Kriechexponenten n ausgedrückt werden:

$$\dot{\epsilon} = \epsilon_0 \left(\frac{w \sigma_0}{\eta_{kg} l \dot{\epsilon}_0} \right)^{\frac{n}{n-1}}$$

ϵ_0, σ_0 sind Grundspannung, Dehnung im Material

Die Verknüpfung dieser drei Beiträge zur Schwächung der Korngrenzen geschieht in [CPLB04] über die resultierenden Kräfte bzw. Drücke und Spannungen sowie die beobachtbaren Dehnungen. Die Kräfte, die das Gleiten entlang der Korngrenzen verursachen, werden in [CPLB04] in einen Scherkraft- τ und einen Schub-Druck-Term σ_N in Normalenrichtung aufgeteilt:

$$\begin{aligned} \tau &= k_s(v - v_{gleit}), \quad \text{mit } v = \text{relat. Geschw. zu Nachbarkörnern} \\ \sigma_N &= k_N(\dot{d} - \dot{d}_c) \quad \text{mit } d, d_c = \text{mittlere Trennrate} \end{aligned}$$

Die mittlere Trennrate wiederum ist abhängig vom Volumen V der Aushöhlungen („cavities“) an den Korngrenzen und deren mittlerem Abstand $2b$:

$$\dot{d}_c = \frac{\dot{V}}{\pi b^2} - \frac{2V \dot{b}}{\pi b^3}$$

Zur Definition wann die Gefahr der Rissentstehung am Strang potentiell hoch ist, haben die Autoren in [CPLB04] einen Zerstörungsfaktor a/b eingeführt, der das Verhältnis des mittleren Durchmessers $2a$ einer Korngrenzenaushöhlung und deren mittleren Abstand $2b$ wiedergibt; Maß für die Koaleszenzaktivierung. Wenn a/b einen kritischen Wert überschreitet (großer Durchmesser und/oder geringer Abstand der Fehlstellen) dann beginnt das Materialversagen und es entstehen Risse [CPLB04].

Durch Oszilationsmarken geschwächte Teile des Strangs zeichnen sich nach [CPLB04] auch durch geschwächte Bindungskräfte entlang der Korngrenzen aus („oscillation marks behave as notches, introducing localized stress concentrations“). Der für die Querrissentstehung kritische Temperaturbereich, auf den sich die Autoren in [CPLB04] fokussiert haben, liegt im Bereich des zweiten Duktilitätsminimum zwischen $700 - 900^\circ\text{C}$. Dies korreliert mit der Beobachtung von [CPLB04], dass Querrisse bei IF-Stählen hauptsächlich im Bereich der Strangrückbiegung auftreten („cracks generally appear in the unbending zone of CC mill“).

Die in [PMTB06] beschriebenen Untersuchungen stellen einen Zusammenhang zwischen dem Auftreten von Mikro- und Heißrissen (auch als potentielle Ursache für Schalenbildung, innere Oxidation) an warm- und kaltgewalzten Blechen und der Primärstruktur nach der Erstarrung im Strangguss her.

Dabei werden die für Seigerungsneigung und Bildung grober Ausscheidungen von der Größenordnung $\geq 100\mu\text{m}$ besonders relevanten Gehalte der Mikrolegierungs- und Begleitelemente Ti, Nb, Mn insbesondere in Kombination mit C, N, Si betrachtet. Nach [PMTB06] sind Ti -Gehalte $\geq 0.002\%$, Stickstoffgehalte von $N \geq 0.015\%$ und Nb -Gehalte $\approx 0.01\%$ kritisch für die Entstehung von Oberflächenrissen, da sich ab diesen Gehalten vermehrt Titan-Carbo-Nitride und Titan-Niob-Carbide an den Primärkorngrenzen des Brammengenfüges bildeten. Die Ausscheidungstendenz und Carbo-Nitrid-Bildung von Ti, Nb sowie deren Einfluss auf die Warm- und Kaltumformbarkeit werden von [PMTB06] für verschiedene S355 DP-Güten untersucht. Vorgehen ist die

Probennahme und metallographische (Lichtmikroskopie) und metallkundliche (XRD, Electron Probe Microanalytical Investigation (EPMA), concentration mapping) Untersuchung für unterschiedlich starke Umformgrade 5 – 105%. Dabei werden die metallographisch untersuchten Schliffe in variierender Materialtiefe genommen, um u.a. potentielle Rissursprünge, die Tiefe von Seigerungen und den Verlauf von Primärkorgrenzen und ehemaligen Dendritenästen darzustellen. Demnach kann die Heissrissanfälligkeit durch Einhaltung folgender Legierungselement-Mengenfenster verbessert werden: $C \in [0.09 - 0.12\%]$, $Mn \leq 1.55\%$, $Si \leq 0.03\%$, $Nb \leq 0.01\%$ oder $Nb > 0.01\%$. Außerdem können Seigerungen von Mn, Ti, V, Cr in Strangmitte auch im kaltgewalzten Zustand noch nachgewiesen werden. Mn, Ti, V, Cr bilden bei Ausscheidung und Anreicherung an den Dendriten und Korngrenzen im Gussgefüge Rissquellen, die bis zu einer Tiefe von 70mm von der Brammenoberfläche noch messbar sind.

In [Cro07] wird ein Review über verschiedene Untersuchungen zum Einfluss von Mikrolegierungselementen auf die Rissneigung und insbesondere auf die Warmumformbarkeit als ein Kriterium für die Rissanfälligkeit von stranggegossenem Stahl gegeben. Zitiert nach [Cro07] wird in [ea95] eine Warmumformbarkeitsgrenze von $\geq 75\%$ als potentiell kritisch für ein vermehrtes Aufkommen von Querrissen mit einer Ausprägung von [mm] genannt. Die in [MY92] (ebenfalls zitiert nach [Cro07]) genannte kritische Warmumformbarkeit für die Entstehungswahrscheinlichkeit von Querrissen ist $\geq 60\%$. In [SNY98] wird eine Umformbarkeit von $\geq 30 - 40\%$ empfohlen, um die Neigung zur Bildung von Querrissen herabzusetzen. So weisen nach [Cro07], [SSB⁺07] Nb-legierte Stahlsorten eine geringere Heißduktilität auf als Analysenkonzepte mit V und Ti bei gleichzeitig geringen N-Gehalten. Die sich im Temperaturbereich des Duktilitätsminimums bildenden Nb – (C, N) weiteten das Niedrigduktilitätsgebiet und setzten die Heißduktilität absolut herab. Es sollte nach [Cro07] daher zur Querrisvermeidung darauf geachtet werden, dass die Strangrückbiegung des Strangs bei Temperaturen außerhalb des Duktilitätsminimums stattfindet.

In [TKYC02] werden einige Untersuchungsergebnisse zu Hochtemperaturoxidation an Proben dreier Stahlsorten dargestellt. Die oberflächlichen Zunderschichten bestehen im Wesentlichen aus Fe_2O_3 und Fe_3O_4 und die Oxide im Materialinneren weisen Anteile auf von Fe_3O_4 , Cr_2O_3 und $FeCr_2O_4$ -Spinell. Es bilden sich laut [TKYC02] bei innerer Oxidation in Cr-haltigen Stählen vermehrt Fe-Cr-Spinelle an den Korngrenzen, insbesondere bei Stählen mit feinkörnigem Gefüge, da diese eine erhöhte Anzahl potentieller Diffusionskanäle aufgrund der höheren Anzahl an Korngrenzen bieten. Auch ohne Vorschädigung könnte nach dieser Veröffentlichung [TKYC02] bei ausreichend großem Sauerstoffpotential bzw. hoher Sauerstoffaffinität durch unedle Elemente wie z.B. Cr, innere Oxidation entlang der Korngrenzen auftreten. Entsprechende Beläge (Wüstit und $FeCr_2O_4$) an den Korngrenzen wie auch an Fehlersäumen (Rissflanken) konnten an metallographischen Schliffen via EDX nachgewiesen werden [TKYC02].

In [SSB⁺07] werden zwei Stahlgüten (eine niedrig-kohlenstoffhaltige Stahlmarke mit $C = 0.036\%$ und ein Cr-legierter C75-Stahl mit $C = 0.76\%$, $Cr = 0.376\%$) in Bezug auf in Heißzugversuchen ermittelte Null-Zähigkeits- (Zero Ductility Temperature, ZDT) und Null-Festigkeitstemperatur (Zero Strength Temperature, ZST) miteinander verglichen. Proben der Abmessungen: Durchmesser: 20mm, Länge: 13mm, wurden aus den Brammen geschnitten, in einer TREBEL Heißzug-Maschine auf 1570°C erhitzt, für 240s bei dieser Temperatur gehalten und anschließend mit einer Abkühlrate

von $0.5K/s$ abgekühlt sowie einer Dehnrates von $10^{-3}1/s$ gezogen. Die Reduction-of-Area-Kurve zeigt, dass der C-Cr-haltige Stahl weniger duktil als die, die weniger Kohlenstoff haltige und Cr-freie Referenzgüte ist, sowohl bei hohen Temperaturen $T = 1300 - 1500^{\circ}C$, als auch im Bereich des sog. Duktilitätsminimums $\approx 1250^{\circ}C$. Die ZDT, ZST der Proben der C75-Proben sind bei Temperaturen von $1355^{\circ}C$ im Vergleich zu $T = 1508^{\circ}C$ bei dem C-Mn-Stahl.

Nach [SSB⁺07] ist der Dendritenabstand ("interdendritic arm spacing") der Dendriten 1. und 2. Ordnung ein Indikator für die Heißrissanfälligkeit des Strangs; Dendritenabstände in der Größenordnung von $[\mu m]$ führen insbesondere bei Anwesenheit (mikro-)seigernder Elemente zu höherer Heißrissanfälligkeit. Daher sei die C-Cr-haltige Güte rissanfälliger und mikro-, innenrissanfälliger aufgrund von Ausscheidungen von u.a. Mn und MnS entlang der Korngrenzen des Primärgefüges.

In den Untersuchungen von [NM92] wird Cr eine die Oberflächenspannung zwischen Schmelze und Schlacke reduzierende Wirkung zugeschrieben. Cr_2O_3 aus dem Feuerfestmaterial oder aus gewollter Zulegierung für Cr-haltige Stähle würde die Oberflächenspannung an der Grenzfläche Schmelze-Schlacke und bei hoch Cr-haltigen Schlacken auch an der Grenzfläche Schlacke-Atmosphäre herabsetzen und so Oberflächenturbulenzen und das Einschlänmen von Verunreinigungen oder ungewollten Elementen, die zu Oxidbildung usw. führen, verursachen oder zumindest verstärken.

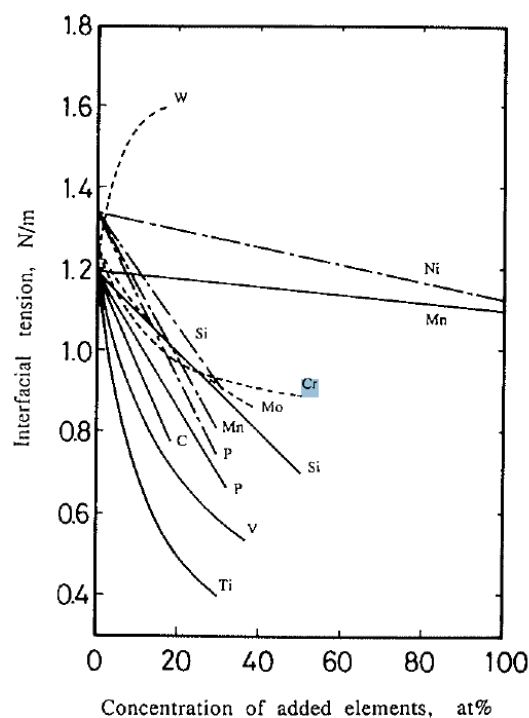


Abbildung 5: Oberflächenspannung aufgetragen gegen Legierungs- und Trampelmente [NM92].

Erwähnungen von Einflüssen des Cr-Gehalts auf die Fehleranfälligkeit und Beeinflussung von Materialeigenschaften des Stahls im und nach dem Stranggießen durch Cr sind u.a. auch in [Min99], [PMTB06] zu finden.

So wird in [PMTB06] beispielsweise verglichen, wie sich Anreicherungen von *Si*, *Mn*, *P* und *Cr* verformen lassen bzw. im Laufe der Umformung während des Warm- und Kaltwalzens in der Matrix verteilen. *Cr* lässt sich ähnlich wie *Mn* und *Si* schlecht auswalzen, wenn es angereichert z.B. in ehemals interdendritischen Zwischenräumen nach dem Gießen vorliegt und könnte somit zu lokalen Spannungszuständen beitragen. Phosphor dagegen bildet nicht so ausgeprägte Seigerungen aus und ist im Vergleich zu den voran genannten Elementen nach der Umformung fein verteilt [PMTB06]. Nach [YHC04] sind in *Cr*-haltigen Stählen mit einem gewissen Kohlenstoff- und Mangangehalt folgende Ursachen für Oberflächenrisse an warmgewalzten Grobblechen zu nennen:

- Inhomogenes Erstarrungsgefüge infolge von *C*- und *Mn*-Seigerungen bei hohen Temperaturen
- „rolling anisotropy“; Anisotrope Zustände beim Warmwalzen aufgrund einer dendritischen Mikrostruktur, falls diese nicht beim Wiedererwärmen aufgelöst werden konnte
- Oxid- und Nitrid-Bildung durch Anwesenheit unedler, sauerstoffaffiner Legierungselemente und Kontakt mit der Umgebungsatmosphären bei hohen Temperaturen
- Einwalzung von oxidischem Fremdmaterial (z.B. Zunder)

Die Aussagen der Autoren in [YHC04] beziehen sich auf Untersuchungen an zwei Beispielblechen von Güten mit $\approx 10\text{weight-\% Mn}$ und *Al* durchgeführt bei POSCO, an denen Mikrostruktureigenschaften (metallographisch untersucht) und Rissverhalten bzw. -auftreten korreliert werden.

Glaubt man den Ausführung in [TKYC02], was die Wirkung von *Cr* auf die Ausbildung eines dendritischen anstatt mehrheitlich globulitisch erstarrten Primärgefüges betrifft, so könnte eine kritische Kombination von *Cr*, dem dadurch begünstigten feindendritischen Gefüge und der Seigerungsneigung von *C* und ggf. auch *Mn* [YHC04] in den interdendritischen Zwischenräumen zu Spannungszuständen im Material führen, welche beim Walzen oder sogar während des Biegens in der Stranggießanlage zu Schädigungen am Strang führen. Die Bildung von Schalenfehlern im weitere Prozess könnte dadurch begünstigt werden. In den Untersuchungen von [CESS98] wird versucht die Behauptung zu belegen, Oberflächenfehler seien stark abhängig von der Wärmeabfuhr während der Erstarrung des Strangs in der Kokille. („The occurrence of surface defects on continuously cast steel slabs is strongly influenced by the heat transfer during initial solidification of the slabs in mold. [CESS98]) Nach [CESS98] führt starke Wärmeabfuhr vermehrt zu Längsrissen: „Excessively large heat flux, for example, causes longitudinal surface cracks on the slabs.“ Es werden Versuchsreihen von Schmelzen mit „low carbon“ und „medium carbon“ Güten und zwei Gießpulversorten unterschiedlicher Viskosität und chemischer Zusammensetzung verglichen. Die Ergebnisse zeigen, dass eine Gießpulver-Schmierschicht von $0.24 - 0.4\text{mm}$ zwischen Strang und Kokille mindestens notwendig ist, um Längsrisse zu vermeiden. Dies wird in [CESS98] mit der isolierenden Wirkung (Wärmewiderstand des Gießpulvers) der aufgeschmolzenen Gießpulverschicht begründet. Zur Einstellung einer gleichmäßigen

Wärmeabfuhr über die Gießpulverschicht werden abhängig von der Stahlmarke und der auf die Solidustemperatur und Duktilitätsminima abgestimmten Gießgeschwindigkeiten teils basische, hoch schmelzende Gießpulver verwendet, teils eher viskosere, niedriger schmelzende.

Die Veröffentlichung [RLLM11] gibt qualitative Hinweise auf Anlagen- und Systemzustände, die potentiell zu Materialfehlern an der Strangoberfläche führen können. Diese betreffen ungleichmäßige Wärmeabfuhr, in Folge derer nicht gleichförmiges Strangschalenwachstum und, insbesondere an Positionen von Oszillationsmarken, Schädigungen der Strangoberfläche oder potentiell für Oberflächenfehler anfällige Schwachstellen der Strangoberfläche entstehen könnten [RLLM11]. Indikatoren für die ungleichmäßige („non-uniform“) Wärmeabfuhr könnten nach [RLLM11] sein:

- Temperaturfluktuationen an der Kokillenwand verursacht durch Bauteileigenheiten wie Verschraubungen oder Boltzen sowie entlang der Verläufe der Kühlwasserleitungen
- Strömungsprofile der Schmelze in der Kokille, wie z.B. „jets and rolls“ im Bereich des SEN (submerged entry nozzle)
- lokal erhöhte Wärmeabfuhr an Kontaktstellen der Führungsrollen
- erhöhte Wärmeabfuhr infolge zweidimensionaler Wärmeenergiedissipation in den Kokillenecken und dadurch verstärkte Strangschumpfung während der Phasenumwandlung an diesen Positionen

Die Autoren in [RLLM11] beschreiben desweiteren Ideen und Ansätze für noch durchzuführenden Untersuchungen mit dem Ziel eine Prozessdaten basierte Fehlervorhersage bereits während des Stranggießens vornehmen zu können. („[...] presents new initiatives to address the knowledge gap by use of novel numerical models.“ [RLLM11]) „Nevertheless the constant drive for increased productivity and the introduction of new grades pushes steel makers out of the established process windows and inevitably to the generation of defects. The direct prediction of these has become ever closer with the introduction of modelling techniques which couple transient metal-slag flow-dynamics, heat transfer and solidification inside the mould.“

Einen Detailaspekt aus ihren Untersuchungen zu Wärmeübergängen und Spannungszuständen, die möglicher Weise zur Rissentstehung führen können [RLLM11], wurde in [RLLMS10] veröffentlicht. Der Gießpulververbrauch wird dabei als Indikator für die Schmierwirkung zwischen Strang und Kokille herangezogen. Dabei wird in [RLLMS10] insbesondere auf die Entstehung von Oszillationsmarken hingewiesen, welche an Stellen lokal erhöhter Wärmeabfuhr infolge der daraufhin stärkeren Abkühlung und lokalen Strangkontraktion entstehen könnten. Indirekt spiegelt sich das Auftreten besonders ausgeprägter Oszillationsmarken (Positionen lokaler Strangkontraktion bieten mehr Raum für nachlaufendes Gießpulver) in den Gießpulververbräuchen wieder [RLLMS10]. Der Gießpulververbrauch in $[gk/m^2]$ wird hier definiert als [RLLMS10]:

$$Q_{Giesspulver} = \rho \cdot d_{liquid}$$

mit ρ = Dichte des Gießpulvers
 d_{liquid} = Gießpulverfilmdicke

Die Dichte des Gießpulvers wird in [RLLMS10] angenommen: $\rho \approx 2250 \text{ kg/m}^3$. Im Bezug auf Einflussgrößen für die Entstehung von Oszillationsmarken wird die *negative striptime*, in [RLLMS10] wie folgt definiert:

$$t_n = \frac{60}{\pi \cdot f} \arccos\left(\frac{v_{giess}}{\pi \cdot s \cdot f}\right)$$

mit s = Hubhöhe
 f = Oszillationsfrequenz

in einem *emphflow model* gekoppelt mit einem *heat transfer and solidification model* verwendet (ANSYS-FLUENT zur Lösung der Fourier-Gleichungen (Navier-Stokes-Formalismus) mit den Eingangsgrößen Nusselt-Zahl und Dicke des Gießpulverfilms), um entsprechende Navier-Stokes-Gleichungen des Schmelze-Schlacke-Systems zu nähern. Die thermischen Widerstände r_{gesamt} des Schmelzen-Schlackensystems werden in [RLLMS10] definiert als:

$$r_{gesamt} = \left(\frac{d}{k}\right)_{Stragschale} + \left(\frac{d}{k}\right)_{Giepulverfilm} + r_{infiltration}$$

$$r_{infiltration} = 9.1 \times 10^{-5} \cdot \left(\frac{CaO}{SiO_2}\right)^{4.1}$$

welche mit einer lokalen Wärmeabfuhr q_{peak} je nach Gießpulverschichtdicke definiert ist als:

$$q_{peak} = 0.57 \cdot v_{giess} \cdot \sqrt{\eta} + \frac{0.000249}{r_{infiltration}}$$

$$\sqrt{\eta} = \frac{1}{d_{GP-Film}}$$

Qualitativ wird in [RLLMS10] behauptet, korrelierten Positionen entlang des Strangs mit $|q_{peak}|_{max}$ mit dem Auftreten von Oszillationsmarken. Die Autoren [RLLMS10] stellen außerdem einen Zusammenhang her zwischen Positionen von Oszillationsmarken und dem Auftreten von u.a. Schalenfehlern.

Oszillationsmarken als potentielle Ursprünge von Rissen und anderen Oberflächenfehlern bei der Strangerrichtung und während der weiteren Verarbeitung Die Entstehung von Oszillationsmarken während des Stranggießens von gering Kohlenstoff haltigen Stählen wird in [Bea05] in Abhängigkeit der „negative striptime“, Meniskusschwankungen, Erstarrungsrate (Temperatur, Gießgeschwindigkeit, chemischer Analyse), Wärmeabfuhr (Gießpulver, Strangschalendicke, Kokillenkühlung) und ferrostatischem Druck beschrieben. Die in [Bea05] vorgestellte Hypothese zur Oszillationsmarkenentstehung besagt, dass in der ersten Phase der Erstarrung direkt unterhalb des Meniskus eine sehr dünne erste Strangschale entsteht, die sich während der Bewegung des Strangs nach Innen in Richtung der Schmelze krümmt und ein Überschwappen der Schmelze an die Kokillenwand zulässt. Die Folge ist ein *hot spot*, mit lokal hoher Wärmeabfuhr, der den Grund einer Oszillationsmarke darstellt. Abhängig von der Stärke der Strangschale biegt diese sich schließlich unter dem

ferrostatischen Druck zurück zur Strangkokillengrenzfläche oder bleibt als lokale Depression in der Strangschale erhalten. Neben der Dicke der ersten Strangschale ist auch die Bewegung des Gießspiegels nach [Bea05] im Stadium, wo der sich gebildete Haken („hook“) entweder zurück zur Strangaußenseite oder weiter ins Stranginnere wölbt entscheidend für die Stärke der Ausprägung der Oszillationsmarke. Die lokal schneller abgekühlten Stellen am Grund der Oszillationsmarken schrumpfen im Verlauf der weitere Erstarrung schneller als der umgebende Bereich der Strangschale, was zu einer zusätzliche Einschnürung und auf diese Weise je nach Ausprägung dieser ersten Depressionen, der Kühlleistung, chemischen Zusammensetzung und Erstarrungs- sowie Umwandlungstemperaturen zu mehr oder weniger tiefen Oszillationsmarken führen kann [Bea05]. Durch Verkürzung der negative Striptime könnten außerdem homogenere Temperaturverteilungen am Meniskus und ein ruhigerer Gießspiegel erreicht werden [Bea05]. In [Bea05] werden folgende Gleichungen zur Berechnung der negative striptime t_n in Abhängigkeit der Oszillationsfrequenz f , der Gießgeschwindigkeit v_c und der Amplitude s angegeben:

$$t_n \frac{1}{\pi f} \cdot \arccos\left(\frac{v_c}{\pi s f}\right)$$

Als Gegenmaßnahmen werden in [Bea05] sogenannte „hot top“-Kokillen-Fahrweisen genannt, eine weniger intensive Kühlung an der Kokillenoberseite (manchmal durch Kühlwasser-Pumpkreislauf von unten nach oben realisiert, so dass kühles Wasser von unten nachströmt und sich bereits erwärmt, bevor es in der Meniskusregion ankommt). Kombiniert wird diese Fahrweise nach [Bea05] mit gering-viskosen Gießpulvern und hohen Gießgeschwindigkeiten. Die Folge der geringeren Wärmeabfuhr in Meniskusnähe führt nach [Bea05] zu weniger stark ausgeprägten Oszillationsmarken. Zusätzlich schlagen [Bea05] eine Reduktion der negativen striptime, höhere Gießgeschwindigkeiten und höhere Oszillationsfrequenzen vor, um die Ausbildung der Oszillationsmarken abzuschwächen.

Einfluss von (Mikro- und Makro-)Seigerungen auf die Rissanfälligkeit beim Stranggießen und Wiedererwärmen Der Zusammenhang zwischen Erstarrungsverhalten und Erstarrungsbedingungen in der Kokille mit dem Auftreten von Oberflächenfehlern an Halbzeug und ausgewalztem Warm- und Kaltband wird in [CWK82] qualitativ beschrieben („The surface quality of continuously cast steels is influenced to a great extent by the solidification conditions in the mold.“). Dabei werden Kohlenstoffmakroseigerungen sowie Mikro-seigerungen und Korngrenzenbelegungen mit Phosphor und Schwefel als besonders kritische Seigerungsformen für die Rissanfälligkeit genannt [CWK82], [Tho06]. Es wird in [CWK82] der Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf Wärmeabfuhr, Reibwirkung Strangoberflächentemperatur und Auftrittswahrscheinlichkeit von „sub-surface cracks“ beschrieben: bei $C \approx 0.1\text{--}0.13\%$ haben die Reibung zwischen Strang und Kokillenwand und Oberflächentemperatur ein lokales Maximum, während die Anzahl auftretender Materialfehler bei $C \approx 0.35\%$ ein Maximum aufweist. Mikro-seigerungen, deren Verteilung und Größe, sind nach [CWK82] weitere wesentliche Einflussfaktoren für die Festigkeit der Strangschale unter Beanspruchung. Die sogenannten „Lever-Rule“ und Scheil-Gesetz beschreiben die Konzentration c_L von

Legierungs- und Begleitelementen in der Restschmelze.

$$c_L = c_0 \cdot \left(1 - \frac{f_s}{\alpha k + 1}\right)^{k-1}$$

$$c_0 = \text{Ausgangskonzentration}$$

$$k = \text{Konstante, k-value}$$

Die Materialkonstante α soll die Rückdiffusion des jeweiligen Elements aus dem bereits erstarrten Teil des Strangs in die Restschmelze erfassen und ist definiert als:

$$\alpha = 4 D_s t_f \sqrt{\lambda}$$

Der Dendritenabstand λ , die Zeit seit Beginn der Erstarrung t_f und die materialabhängigen Diffusionskoeffizienten D_s bestimmen die Rückdiffusion α . Die Autoren [CWK82] schließen in ihren Untersuchungen mit dem Fazit, dass der Einfluss von Kohlenstoff auf die Anfälligkeit gegenüber Oberflächen- und Materialfehlern beim Stranggießen stark von Seigerungen von Phosphor und Schwefel und daher deren Konzentrationen in Schmelze und Restschmelze abhängig ist. Begründet wird dies mit berechneten Dehnungsminima bei Zugaben von $P \geq 0.04\%$, welche infolge reduzierter effektiver Strangschalendicken aufgrund von herabgesetzten Solidustemperaturen der Restschmelze auftreten. Der Einfluss von S sei bei den in der Realität auftretenden Mn/S -Verhältnissen dabei hintergründig. Die Reduktion der Solidustemperatur (empirische Formel angegeben in [CWK82]: $T_s \approx 1536 - 50 \cdot (c_0(C) + c_L(P))$), mit $c_0(C)$ =Ausgangskonzentration von C, $c_L(P)$ =Konzentration von P in der Restschmelze sei mit der vermehrten Ausbildung von Austenit im Primärgefüge bei steigenden C-Gehalten (wie bei den hier untersuchten Stahlsorten gegeben $C = 0.05, \dots 0.6\%$) zu begründen und der damit verbundenen höheren Löslichkeit von C im Austenit, respektive einer geringeren Löslichkeit von P; angereicherte Restschmelze mit niedrigerer Solidustemperatur und damit langsames Schalenwachstum. Außerdem seien $Fe_3P - Fe_3C$ -Austenitpartikel gemessen und deren Auftreten in ZTU-Diagrammen berechnet worden [CWK82]. Infolge kleiner Strangschalendicken bei steigenden ferrostatistischen Drücken, wie sie bei mittel- bis hochkohlenstoffhaltigen Stählen auftreten (abhängig von Schmierwirkung, Wärmeabfuhr und Gießgeschwindigkeit), steigt auch die Gefahr von Innen- und Oberflächenrissen [CWK82].

In einem weiteren Artikel von [WK81] wird ein Näherungsmodell zur Beschreibung der kritischen Zeit-Temperatur-Fenster genannt, welches für die in den dargestellten Untersuchungen gewählten Randbedingungen die Möglichkeit bietet, insbesondere die Kühlbedingungen in der Kokille (über Gießgeschwindigkeit indirekt und über die Kokillenkühlung direkt) der Rissanfälligkeit entsprechend anzupassen.

Wie in [CWK82] werden auch in [WK81] die Seigerungen von P und S als kritische Faktoren für die Rissentstehung während der Erstarrung und Abkühlung des Stranges genannt. („Cracking is enhanced by the extended survival of solute-rich interdendritic films of segregated liquid. For steels, it is in many cases tramp elements such as P and S that are primarily responsible for this effect.“ [WK81]). Dies wird in [WK81] mit der hohen Diffusivität von P und S begründet, welche eine Anreicherung an Korn- und Phasengrenzflächen auch im weiteren Verlauf der Verarbeitung begünstigt.

Der von [WK81] genannte Parameter zur Beschreibung der Rückdiffusion Ω [CK81] nach [WK81] beruht auf den Annahmen des *Brody and Flemings Model* zur Beschreibung von Diffusion in flüssigem Stahl [BF66] nach [WK81], erweitert um einen Dämpfungsanteil zur Berücksichtigung der zunehmenden Verfestigung und Reduktion der thermischen Energie während der Erstarrung und Strangabkühlung:

$$\begin{aligned}\Omega &= \alpha(1 - \exp(-a/\alpha)) - \frac{1}{2}\exp(-1/2 \alpha) \\ \text{mit } \alpha &= \frac{4 D_s t_f}{\lambda^2} \\ D_s &= \text{Diff.konstante} \\ t_s &= \text{Zeit seit Beginn der Erstarrung} \\ \lambda &= \text{mittlere Diff.länge, secondary dendrite arm spacing}\end{aligned}$$

Zur Beschreibung von Rückdiffusion mobiler Legierungs- und Begleit- bzw. Spurenelemente auch im festen Gefüge gehen [WK81] weiter davon aus, dass das erstarrende Gefüge ein binäres System ist, in welchem Diffusion entweder stattfinden kann oder nicht:

$$\begin{aligned}C_{diff}^i &= k \cdot C_0 \cdot \left[1 - (1 - 2\Omega)f_s\right]^{(k-1)/(1-2\Omega k)} \\ \Leftrightarrow f_s &= \left(\frac{1}{1 - 2\Omega k}\right) \left[1 - \left(\frac{T_s - T}{T_s - T_l}\right)^{(1-2\Omega k)/(k-1)}\right] \\ \text{mit } T, T_s, T_l &= \text{aktuelle, solidus und liquidus Temperatur} \\ C_0 &= \text{Ausgangskonzentration des jew. Elements} \\ k &= \text{partition coefficient}\end{aligned}$$

In der Praxis treten Werte von $\alpha \geq 5$ für Eisen-Kohlenstoff-Systeme auf [CWK82]. Wie in 6 dargestellt, strebt Ω für diese *alpha*-Werte gegen ein konstantes Level, was zu einer Unabhängigkeit von weiteren Erhöhungen des *C – Gehalts* im Sinne der Seigerungsneigung und damit der Mikroseigerungs-induzierten Rissanfälligkeit durch Kohlenstoff führt („*C* content does not affect cracking via microsegregation of the carbon itself.“ [WK81]).

(„With specific reference to the continuous casting of steels, estimates of the period for which the material will be vulnerable to cracking as a function of depth below the strand surface, are very useful in process control terms. I.e. the half way cracks associated with strand reheating may arise not only as a result of adverse stress distributions but can also be attributed to the predicted increase in the vulnerable period. The rationale may also explain effects such as greater cracking tendencies on decreasing the cooling rate and may in general prove helpful in optimizing the design of strand support, cooling and straightening systems.“ [WK81])

Eine Beschreibung von Prozesseinflüssen wie Strömungszuständen in der Kokille auf Schlacken-Einschlüsse findet sich in [SGDG11]. In den Untersuchungen von [SGDG11] werden Computational Fluid Dynamics Methoden verwendet, um Strömungsprofile der Schmelze in der Kokille zu simulieren und die Einschwämmung von Einschlusspartikeln in der sogenannten *mushy zone* zu beschreiben. Dabei werden insbesondere

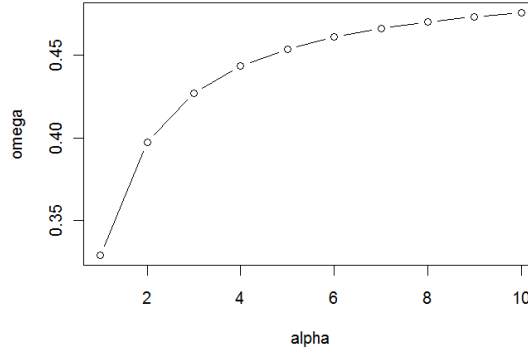


Abbildung 6: Schematischer Verlauf der Ω - α -Abhängigkeit für nach [WK81] charakteristische α -Werte für Fe-C-Systeme.

Grenzflächenreaktionen zwischen Schlacke und Schmelze in Zusammenhang mit Reinheitsgradproblemen in Verbindung gebracht sowie der Primär-Dendritenabstand als charakteristischer Primärgefüge-Eigenschaft, die die Tendenz des Einfangens von Verunreinigungen in Interdendritischen Zwischenräumen aus der Restschmelze [SGDG11]. Die Autoren in [SGDG11] motivieren Ihre Modellierungsbestrebungen aus dem Zusammenhang den sie zwischen Reinheitsgrad und Schalenfehleraufkommen unterstellen. („Slivers occurrence is stil a major cause auf quality problems in steelmaking industry. The entrapment of inclusions, coming either from slag carry-away directly into CC mold or from upstream process(alumina inclusions), generates slivers defects in the slab.“ [SGDG11]) Die lubrication force, die die Schmierwirkung durch die Restschmelze zwischen Dendriten und Einschlusspartikel beschreibt, wird genähert durch:

$$F_{lub} = 6\pi\mu v_{solid} \frac{R_p^2}{h_0} \left(\frac{r_d}{r_d + R_p} \right)$$

μ = Viskosität d. Schmelze

v_{solid} = Erstarrungsfrontgeschw.

R_p = Radius d. Einschlusspartikels

r_d = Dendritenspitzenradius

h_0 = Lücke zw. Dendrite und Einschlusspartikel

Zusätzlich wirkende Van-der-Waals-Wechselwirkungen zwischen Einschlussteilchen und Erstarrungsfront können beschrieben werden durch [SGDG11]:

$$F_{VDW} = 2\pi\Delta\varsigma \frac{r_d R_p a_0^2}{(r_d + R_p)h_0^2}$$

$$\Delta\varsigma = \varsigma_p - \varsigma_l - \varsigma_s$$

= Oberflächenspannung von p,s,l = particle, solid, liquid

$$a_0 = 2,5 \times 10^{-10} m = \text{Durchmesser flüssiges Atom}$$

Grenzflächenenergie, beschrieben durch den Druckunterschied zwischen Partikelinne-

rem und dem Äußeren des Einschlussteilchens:

$$\Delta P = P_P - P_{ext} = \frac{2\zeta}{R_P}$$

Je nachdem ob der Druckunterschied zwischen Partikel und Umgebung (Restschmelze in interdendritischen Zwischenräumen) positiv oder negativ in Richtung des Fortschritts der Erstarrungsfront ist, wird das Einschlussteilchen zwischen den Dendriten eingefangen oder treibt vor der Erstarrungsfront her. Ein Term, der die Druckverhältnisse und damit die Kräfte auf den Partikel bestimmt ist die Schichtdicke $\delta_{concentr}$ des Bereichs angereicherter Schmelze zwischen Dendritenumgebung und „liquid pool“ (Schmelze) [SGDG11]: $\delta_{concentr} = 2 \frac{D_i}{v_{sol}}$, mit D_i als dem Diffusionskoeffizienten in diesem Bereich und v_{sol} der Erstarrungsgeschwindigkeit. Die Kraft infolge des Spannungsgradienten $\frac{d\zeta_{incl-liqu}}{dx}$ der Partikeloberfläche gegenüber der Restschmelze ist abhängig vom Partikeldurchmesser und der Konzentration der gelösten chemischen Elemente i in der Schmelze C_i^{liqu} :

$$\begin{aligned} F_{grad} &= -2\pi R_p^2 \frac{d\zeta_{incl-liqu}}{dx} \\ \frac{d\zeta_{incl-liqu}}{dx} &= \left(\frac{dC_i^{liqu}}{dx} \cdot \frac{d\zeta_{incl-liqu}}{dC_i^{liqu}} \right) \\ \frac{dC_i^{liqu}}{dx} &= -\frac{v_{sol}}{D_i} C_i^{liqu} \left(1 - \frac{C_i^{solid}}{C_i^{liqu}} \right) \end{aligned}$$

Unter der Annahme, dass die Erstarrungsgeschwindigkeit $v_{sol} > 0.0001 \text{ mm/s}$ ist und das Erstarrungsgefüge dendritisch ist kann nach [SGDG11] der Dendritenradius r_d definiert werden als:

$$\begin{aligned} r_d &= 2\pi \sqrt{\frac{\Gamma}{a \cdot v_{sol} - G}} \\ \Gamma &= \frac{\zeta}{\Delta S_f}, \text{ Gibbs-Koeff. mit } \Delta S_f = \text{Schmelz-Entropie} \\ G &= \text{Temperaturgradient entlang d. mushy zone} \\ a &= \sum_i \frac{m_i^l C_{i,0} \left(1 - \frac{C_i^{solid}}{C_i^{liqu}} \right)}{\frac{C_i^{solid}}{C_i^{liqu}} \cdot D_i} \end{aligned}$$

Der Primärdendritenabstand (*primary dendrite arm spacing*) λ_α ist nach [SGDG11] definiert als:

$$\lambda_\alpha = \sqrt{\frac{3(T_{liqu} - T_{sol})}{G}} \sqrt{r_d}$$

Als Kriterium dafür, ob ein Einschlussteilchen von der Erstarrungsfront eingefangen wird oder in Lösung bleibt wird in [SGDG11] einerseits die reine Partikelgröße genannt und andererseits, wenn $R_p < r_d$, dann wird der Partikel genau dann eingeschlossen, wenn die Summe der attraktiven Kräfte positiv ist:

$$2 \cos(\theta) (F_{VDW} + F_{grad} + F_{lub}) + F_{d,x} + F_{L,x} > 0$$

bzw. wenn gilt:

$$|F_B + F_{D,y} + F_{L,y}| \cos(\theta) - (F_{L,x} + F_{D,x}) \sin(\theta) \leq |F_{Vdw} + F_{grad} + F_{lub}| \sin(2\theta)$$

Die Autoren in [SGDG11] haben ihre Strangschalendickensimulationen mit der „square-root-law“-Formel $E_p = 26 * \sqrt{z/v_{giess}}$ mit einem k-value-Wert von $k=26$ verglichen. Die simulierten Ergebnisse weichen insbesondere auf den ersten 500-1000mm von der allein mit dem Abstand vom Meniskus wachsenden Strangschalendickenberechnung aus dem Wurzelgesetz ab. Es wurden noch keine Tests an Industriedaten gemacht, wenngleich diese für Stranggießanlagen von Arcelor Mittal geplant seien [SGDG11].

Als Motiv auch für die hier vorgestellten Arbeiten zur datengestützten Modellierung und Auswertung von Schalenfehlern ist das auch in [SGDG11] beschriebene Fehlen einer Validierung bzw. Falsifizierung der aufgestellten Hypothesen zu potentiellen Einflussgrößen und Entstehungsmechanismen des Oberflächenfehlers durch Überprüfung an realen Prozessdaten. („The models discussed here suffer however from a lack of reliable industrial data to validate properly the results and indentify configurations prone to slag-carry-away.“ [SGDG11])

Es werden in der Literatur [HCRMG11], [Tho06], [LRR03], [EB11], [OS82], [CL68], [RT69] außerdem unterschiedlichste physikalisch motivierte Modellansätze, empirische und semi-empirische Modelle zur Beschreibung von kritischen Spannungen in der Strangschale oder auch in der Stahlmatrix (z.B. an Korn- und Phasengrenzen) erwähnt. Diese ziehen zwar oftmals den Schluss eines möglichen Einflusses auf das Auftreten von (Mikro-)Rissen, belegen diesen jedoch nicht. Einige Quellen [CL68], [RT69], [RPDM03] liefern sogenannte Rissbildungskriterien oder -indizes, die eine Rissauftrittswahrscheinlichkeit zu approximieren versuchen oder potentiell kritische Temperaturzustände (thermische Spannungen) und mechanische Belastungen bei der Erstarrung und Weiterverarbeitung zu identifizieren. Eine Auswahl dieser Modellansätze, die auch bei der Diskussion der Ergebnisse dieser Arbeit zurate gezogen werden, ist im Anhang, Kap. 7 zusammengefasst.

1.3.3 Data Mining im Bereich Stranggießprozess und Grobblechwalzen - Oberflächenfehleranalyse

Die mathematisch-informatischen Verfahren aus den Bereichen Data Mining und Advanced Analytics stellen in der eher konservativen Stahlbranche noch relativ neue, weitestgehend nicht etablierte Ansätze zur statistischen Werkstoff-, Prozess- und Fehlerursachenmodellierung dar. Wie in [Maa07] an einigen Beispielen gezeigt und auch in [Bos09], [ER02], [LR05], [CG04] beschrieben, werden Data Mining Ansätze eher zur Prozesssteuerung beispielsweise zur Temperaturregelung in Wiedererwärmöfen, als zur Prozessketten übergreifenden Analyse von Einflüssen auf Materialfehler eingesetzt. In [PEHL12] werden einige Anwendungen aus dem Bereich der Oberflächeninspektionssysteme, Schmelzentemperaturvorhersage und Querrissvorhersage beim Stranggießen zusammengefasst, in denen auch neuronale Netzwerke, und evolutionäre Algorithmen zur Prozessstufen-spezifischen Zielgrößenvorhersage erfolgreich eingesetzt wurden. Teilweise werden Optimierungsverfahren, wie sie in künstlichen neuronalen Netzen eingesetzt werden zur numerischen Näherung analytischer metallurgischer Prozessmodelle genutzt [Wen07]. Folgende Veröffentlichungen schlagen die 1-dimensionale,

lineare Korrelation von Fehler und Fehlerausprägung (Differenzierung meist nach mit bzw. ohne Einschlusszeile) mit potentielltem Entstehungsort und Entstehungsursache vor [KCM⁺02], [EL00]. Des weiteren sind in [JZ04] die Ergebnisse einer Regressionsanalyse von Stranggießprozessparametern zur Vorhersage der Fehlerhäufigkeit von Oberflächenfehlern am warmgewalzten Produkt beschrieben. Dabei wird ein lineares Regressionsmodell vorgestellt, in welchem die Brammen- /Riegelnummer innerhalb einer Schmelze, die Anlagennummer der verwendeten Stranggießanlage, Gießgeschwindigkeit und metallurgische Länge zur Prognose der Fehlerhäufigkeit am gewalzten Warmband verwendet werden. Aus einem nicht-normierten Modell wird hier anhand der Vorfaktoren geschlossen, dass die Riegelnummer den größten Einfluss auf die Fehlerhäufigkeit habe und somit der Einfluss von Anfahrriegeln der gewichtigste sei. Die übrigen drei Parameter seien vernachlässigbar. Die Autoren schlagen vor [JZ04] anfahrriegelspezifische Prozessparameter aus dem Stranggießprozess auch noch zu untersuchen, um ein differenzierteres Bild zu erhalten; ohne diese konkret zu benennen.

Ebenfalls einen Regressionsansatz zur systematischen Auswertung von Prozessdaten im Hinblick auf potentielle Einflussgrößen für das Auftreten von Schalenfehlern wählen die Autoren in [SDD10]. Hier werden Stranggießparameter von IF-Schmelzen mit der von automatischen Oberflächeninspektionssystemen (OIS) detektierten Fehleranzahl und Dichte auf dem gewalzen Kaltband korreliert. Neben den direkten Prozessgrößen wie Gießgeschwindigkeit und Abmessungen wird auch eine konstruierte Maßzahl zur Beschreibung der Meniskusbewegung in der Kokille und damit verbundenen Verwirbelungen in der Schmelze und an der Schmelzenoberfläche zu beschreiben [SDD10]: $Factor = \frac{\rho Q v_{giess}(1-\sin(\theta))}{4D}$, mit ρ der Schmelzendichte, $Q = \rho \cdot v_{giess} \cdot d \cdot b$ der Durchsatzrate als Masse pro Zeit, D dem Auftreffpunkt der Schmelzenströmung an der Strangschale/Kokille, θ dem Auftreffwinkel der Strömung auf die Strangschale/Kokille. Die Ergebnisse zeigen keine ausreichende Korrelation (hier Schwellwert gesetzt bei einem Korrelationskoeffizienten von 0.95%) zwischen dem *Factor* und der Fehlerhäufigkeit bzw. -dichte. Die bei den normierten Regressionsformeln gewichtigsten Einflussgrößen sind die Gießgeschwindigkeit (kleine v_{giess} seien für die betrachteten Abmessungen 900-1600mm eher schlecht), die Meniskusauslenkung und ein nicht spezifizierter Qualitätsparameter (Reinheitsgrad) der Schmelze [SDD10]. Entscheidungsbaumverfahren zur Klassifikation von Oberflächenfehlern anhand von Prozessdaten und deren Interpretation zur Generierung neuer Erkenntnisse zu Entstehungsmechanismen oder Einflussgrößen, die zur Ableitung von Gegenmaßnahmen geeignet sind, sind in der veröffentlichten Literatur für das Anwendungsgebiet Stahlherstellung und -weiterverarbeitung nicht zu finden. In [SCK⁺13] sind Data Mining Analysen zur Oberflächenfehlerklassifikation durchgeführt worden und in [EML⁺13] wird über die Erarbeitung eines Frameworks zur Einbindung von Data Mining Algorithmen zur Klassifikation von Materialeigenschaften wie mech.-techn. Kennwerten oder Oberflächenqualitäten an verschiedenen Stellen der Stahlherstellungsprozesskette berichtet. Jedoch steht bei allen diesen Anwendungsbeispielen von Data Mining Methoden in der Stahlindustrie die Vorhersagequalität im Vordergrund und nicht die Interpretation der Ergebnisse, weshalb mehrheitlich *black box*-Verfahren wie neuronale Netze oder Support Vektor Maschinen genutzt werden.

2 Theoretische Grundlagen

In diesem Kapitel sollen in die für das Verständnis des Vorgehens, der Methodenwahl und der getroffenen Annahmen notwendigen theoretischen Grundlagen der Anlagentechnik und Werkstoffkunde sowie der Werkzeuge und Methoden zur Fehlercharakterisierung und physikalisch-mathematischen Prozessanalyse eingeführt werden.

2.1 Anlagentechnik, Prozessgrundlagen

Für die Prozesskette Stahlwerk (Sekundärmetallurgie und Stranggießen) → Grobblechwalzen wird ein grober Prozessablauf sowie der Aufbau der Produktionsanlage skizziert. Dem Ablauf der Prozesskette folgend wird zusätzlich eine kurze Einführung der für das Verständnis der Ergebnisse notwendigen prozesstechnischen Grundlagen und Anlageneinflüsse gegeben. Das gesamte Vormaterial der hier untersuchten Schmelzen und Bleche wurde über die Hochofenroute erzeugt. Die primärmetallurgischen Einflüsse und Prozesstechnik sind jedoch nicht Bestandteil der vorliegenden Untersuchungen und werden daher auch in diesem Kapitel nicht weiter eingeführt und erläutert. Eine umfassender Überblick über die Produktionsanlagen der SZFG und ILG ist [Gmb13c], [Gmb13b] zu entnehmen. In Abb. 7 ist ein Überblicksbild der Prozesskette der Vormaterial- und Grobblechproduktino mit den wesentlichen Teilschritten dargestellt.

2.1.1 Sekundärmetallurgie und Stranggießen

Die SZFG betreibt in ihrem Werk in Salzgitter 3 LD-Konverter, 5 VPL-Behandlungslinien sowie 4 Stranggießanlagen, von denen SGA1 und SGA2 Kreisbogenanlagen, SGA3 eine Senkrechtabbiegeanlage (2,86m Vertikalgießlänge) zur Produktion von $d = 250$ dicken Brammen sind. Die SGA4 ist eine Kreisbogenanlage mit einer Strangdicke von bis zu 350mm Dicke [Gmb13c]. Die Radien der Kreisbogenanlagen SGA1,2 betragen $r_{sga1,2} = 10.5m$ und der von SGA4 umspannt $r_{sga4} = 11.5m$. Die metallurgischen Längen liegen zwischen 31...34m und Gießbreiten variieren zwischen 850...2100mm an der SGA3 bzw. 1100...2600mm bei den übrigen SGAs [Gmb13c]. Die Konverter der SZFG sind 3 220t-Linz-Donawitz Konverter (LD-Konverter) mit Amepa-Konverterschieber (elektromagnetischer Sensor zur Detektion von elektrischen Leitfähigkeitsänderungen zur Verhinderung eines Schlackenmitlaufs [BP96], [AJ88]) an zwei von drei Konvertern (Stand, der durch die hier analysierten Prozessdaten abgebildet wird, für das Jahr 2014 ist die Erweiterung auf elektromagnetisch überwachte Konverterschieber für alle drei Konverter geplant). Die sogenannte *tap-to-tap*-Dauer wird mit 45min angegeben [Gmb13c].

Die VPL-Anlage mit 5 Legierungsständen, 3 Vakuumbehandlungsständen und 3 25MVA-Pfannenöfen ist in Abb. 10 schematisch dargestellt (es fehlt der mittlerweile existierende fünfte Legierungsstand). Anders als in anderen Stahlwerken erlauben die Pfannenöfen ein Heizen der Schmelze zur Einstellung idealer Schmelzen-Prozesstemperaturen, was eine gewisse Unabhängigkeit von der Konverterabstichtemperatur und den verbleibenden Prozesszeitfenstern für die Behandlungszwischenschritte bis zum Gießbeginn mitsichbringt.

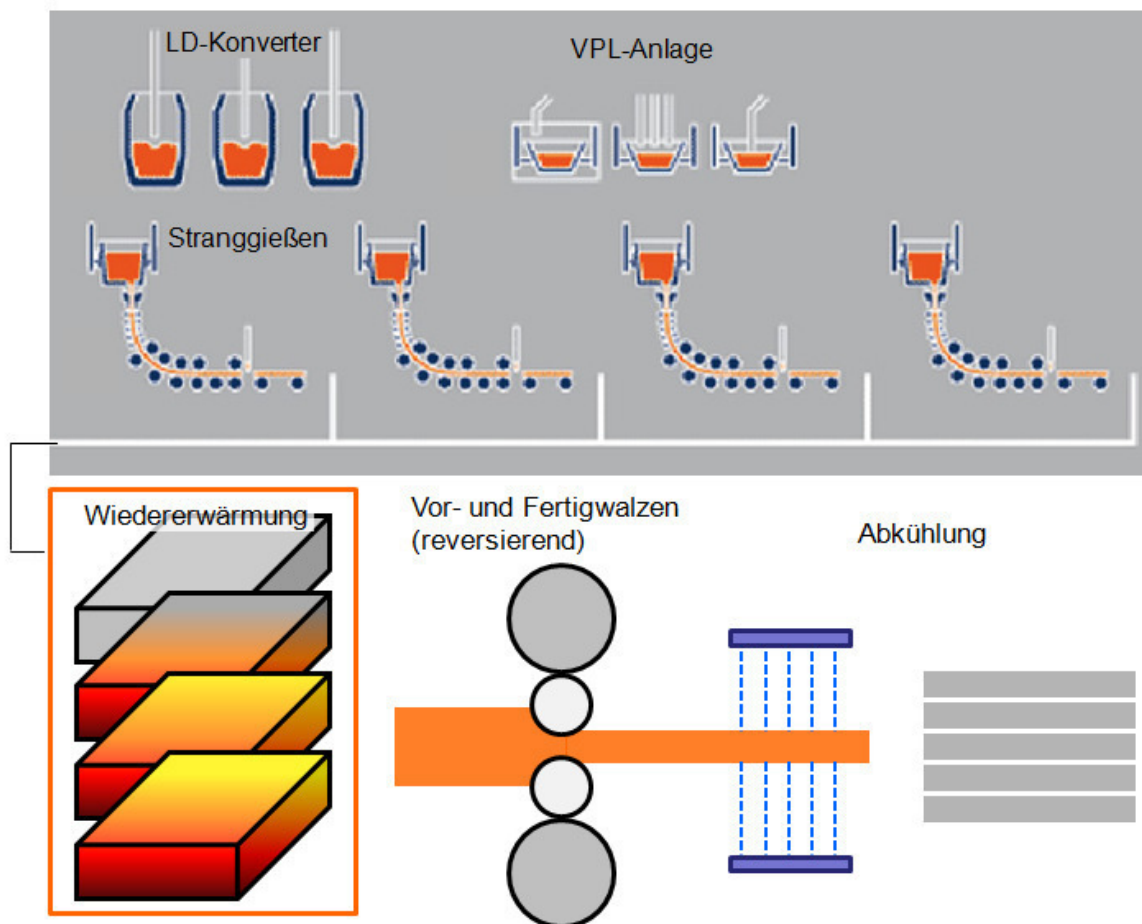


Abbildung 7: Schaubild der Prozesskette von der Sekundärmetallurgie über das Stranggießen bis zur Abkühlung der gewalzten Grobbleche (angedeutet sind Intensiv- und Stapelabkühlungskühlung; die Abkühlung im Kühlbett fehlt in dieser vereinfachten Darstellung, s. auch Abb. 11).

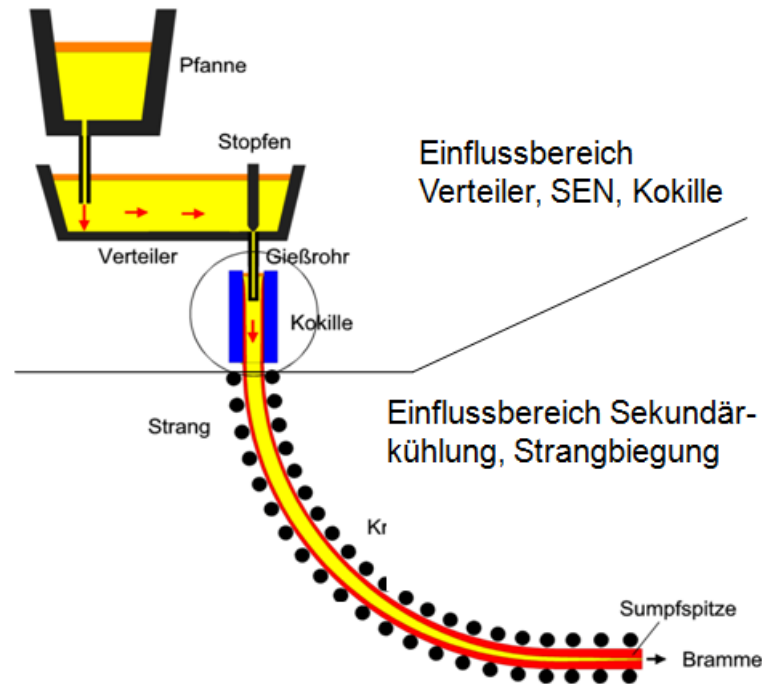


Abbildung 8: Skizze einer Stranggießanlage im Querschnitt in Anlehnung an [Wik10]. Die beiden Einflussbereiche für Strangoberflächenfehler im weitesten Sinne: Kokille und Segmentführungsrollen, wie sie auch in der theoretischen Einführung beleuchtet werden, sind hier separat kenntlich gemacht.

2.1.2 Grobblechwalzen

Die ILG besitzt zwei Stoßöfen zur Wiedererwärmung der Brammen vor dem Walzen und zusätzlich einen Tiefofen für Vorblöcke, die zu kurz sind, als dass sie über die Gleitrohre durch die beiden Stoßöfen bewegt werden können. Außerdem gibt es noch einen Herdwagen- und einen Durchlaufglühofen für an das Walzen anschließende Wärmebehandlungsschritte. Die wiederwärmten Brammen oder Riegel werden nach Durchlaufen eines Zunderwäschers vor- und anschließend fertiggewalzt. Ein Parallelrollgang erlaubt das zwischenzeitliche Pendeln des vorgewalzten Blocks vor dem Fertigwalzen. Beide Walzschrte, Vor und Fertigwalzen erfolgen reversierend in einem Quartogerüst, wobei insbesondere während des Vorwalzens, wenn die Längung des Blechs es noch zulässt, eine Drehung und damit ein Wechsel der Walzrichtung möglich ist. Nach Erreichen der Endddicke wird entweder eine Intensivkühlung mit Wasserbeaufschlagung durchlaufen oder direkt ein Warmrichtvorgang angeschlossen, bevor das Blech im sogenannten Kühlbett an Luft abkühlt. Im Kühlbett kann das Grobblech gedreht und gewendet werden, so dass beide Seiten inspiziert werden können. Nach Zuschchnitt und ggf. weiterer Abkühlung im Stapel (s. unten Abschnitt zu Wasserstoffversprödung), werden die Grobbleche einer Vergütung (z.B. Normalisieren, Anlassen oder Quetten) unterzogen oder endkommissioniert und versandfertig gemacht. Ein Schaubild der Teilaggregate und Prozesswege, die ein Grobblech bei der ILG während der Herstellung durchläuft, ist in Abb. 11 dargestellt.

Bei der ILG wird zwischen mehreren Walzverfahren unterschieden. Im Wesentlichen

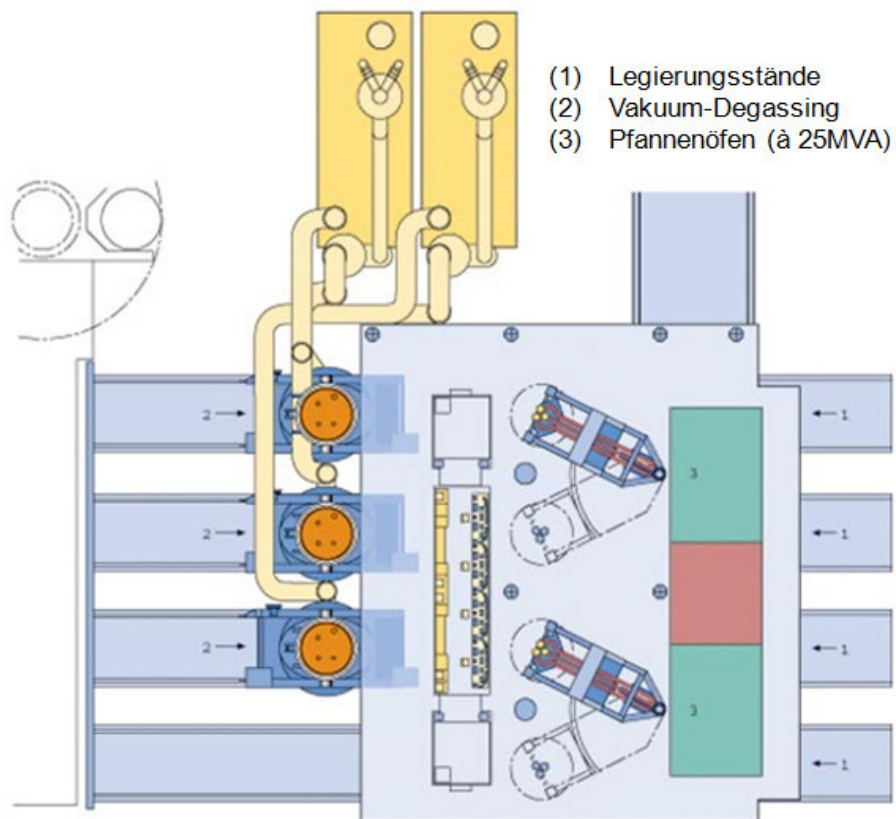
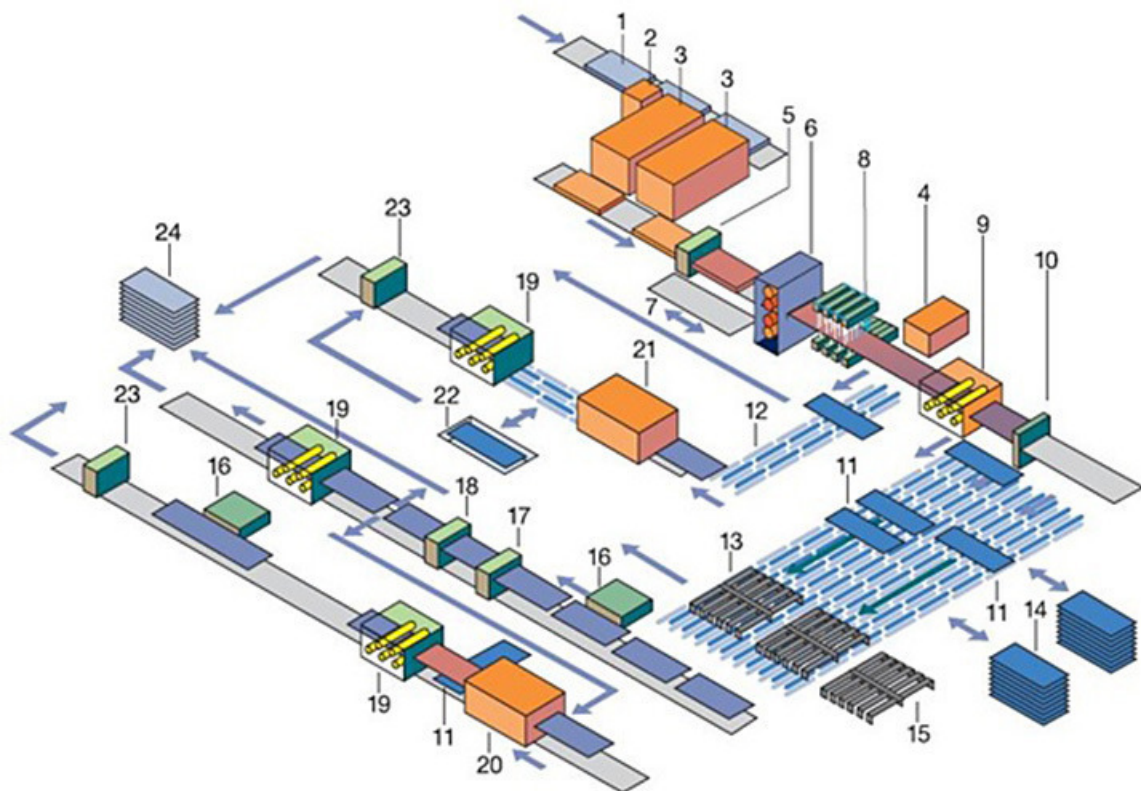


Abbildung 10: Anlagenschaubild der VPL-Anlage in der Aufsicht [Gmb13c].



- | | |
|----------------------|--|
| 1 Vormaterial | 16 US-Prüfung, Stempelung und Signierung |
| 2 Tiefen | 17 Doppelbesäumschere |
| 3 Stoßöfen | 18 Querteilschere |
| 4 Herdwagenofen 1 | 19 Kaltrichtmaschine |
| 5 Zunderwäscher | 20 Wärmebehandlungsöfen |
| 6 Quartowalzgerüst | 21 Herdwagenofen |
| 7 Parallelrollgang | 22 Wasserbecken 2 |
| 8 ACC-Anlage | 23 Brennschneideanlage |
| 9 Warmrichtmaschine | 24 Abnahme und Versand |
| 10 Warmteilschere | 25 Strahl- und Primeranlage |
| 11 Kühlbetten | 26 Fräsanlage |
| 12 Dickblechkühlbett | 27 Biegeanlage |
| 13 Blechwender | 28 Quette |
| 14 Stapelabkühlung | |
| 15 Dickblechwender | |

Abbildung 11: Anlagenschaubild der ILG [Gmb13b]. Die Prozessschritte der Grobblechproduktion von der Wiedererwärmung bis zum Abkühlen und Wärmebehandeln sind dargestellt.

lassen sich die Walzregime in zwei Hauptgruppen aufteilen: 1. Normal gewalzte Güten (sogenannte "Normalwalzer"), welche ohne spezielle Temperaturführung zwischen den Stichen in einem Vorgang vom ersten bis zum letzten Stich bis auf ihre Enddicke herunter gewalzt werden. In diese Gruppe fallen alle Bleche, die keiner weiteren Behandlung oder einer Vergütung im Sinne beispielsweise eines Glühens, Anlassens, Quettens oder Härtens unterzogen werden. Die Walzstarttemperatur sollte laut Verfahrensanweisung bei Normalwalzern bei $T \approx 1000^\circ\text{C}$ liegen. 2. Thermomechanisch gewalzte Güten, welche mit einer Kühlpause zwischen Vor- und Fertigwalzen gefahren werden. Diese Kühlpause kann durch Pendeln auf einem Nebenrollgang bis zum Erreichen der gewünschten Kühlstopptemperatur oder durch ablegen der vorgewalzten Blöcke bis zu einer nahezu vollständigen Abkühlung realisiert werden. Bei Blöcken, die unter eine Temperatur von $800\text{--}900^\circ\text{C}$ abgekühlt sind, folgt vor dem Fertigwalzen eine Wiedererwärmung im Herdwagenofen. Die Gruppe der Thermomechanisch gewalzten Güten gliedert sich in die Unterkategorien thermomechanisch gewalzt mit Intensivkühlung (TMI), thermomechanisch gewalzt mit Abkühlung an Luft (TM) und Temperaturgeführte Bleche (TG). Bei den intensiv gekühlten Blechen folgt nach dem Fertigwalzen die sogenannte ACC-Anlage (Accelerated Cooling), eine Spritzwasserkühlung der Blechoberfläche, während die übrigen Bleche auf dem Kühlbett an Luft abkühlen. Die Walzstarttemperatur sollte für TM, TMI und TG Bleche bei $T = 1050\text{--}1100^\circ\text{C}$ liegen. Es gibt Spezialfälle, sogenannte "Blockkühler", die zur Erreichung eines besonders feinkörnigen Gefüges bei geringeren Walzstarttemperaturen von $T \approx 950^\circ\text{C}$ fertig gewalzt werden. Diese Bleche sind massiv Ausfall gefährdet aufgrund von Oberflächenfehlern, die durch Spannungszustände insbesondere in den Kantenbereichen des Vorklacks und damit auch des Bleches entstehen. Durch die verstärkte Wärmeabfuhr an den Blockkanten liegt nach dem Abkühlen auf die gewünschten 950°C (gemessen durch Pyrometer in der Fläche des Blocks und nicht an den Kanten) ein starkes Temperaturgefälle zwischen dem Filet-Bereich des Vorklacks und den Kanten vor, welches sich in einer inhomogenen Kraftverteilung im Walzspalt widerspiegelt, infolge derer ein Aufreißen der Blechoberfläche in den relativ kalten Kantenbereichen eintreten kann. Sowohl vorgeschädigte, als auch sichtbar unbeschädigte Brammen sind laut den Prozessexperten der ILG massiv gefährdet durch das Walzen bei zu niedrigen Walzstarttemperaturen und zu starken Temperaturgradienten zwischen Blechmitte und -kante mit Oberflächenfehlern, insbesondere Brüchigkeit, auszufallen. Dies sehen die Walzwerker als Hauptansatzpunkt für Prozessoptimierung hinsichtlich Blechoberflächenqualität. Die Endwalztemperaturen beim Grobblechwalzen liegen teilweise im Zwei-Phasengebiet (Austenit-Ferrit-Umwandlung), weshalb es abhängig von der chem. Analyse und vom Umformgrad bereits vor und während der letzten Walzstiche zu einer teilweisen Phasenumwandlung und damit zu ferritischem Walzen in den letzten Stichen kommen kann. Dies ist aber ausdrücklich nicht gewollt, da ein versprödeter, verspannter Ferrit zu Lasten der Dehnungskennwerte ginge und das Blech damit bei der weiteren Umformung beim Kunden ausfallen könnte.

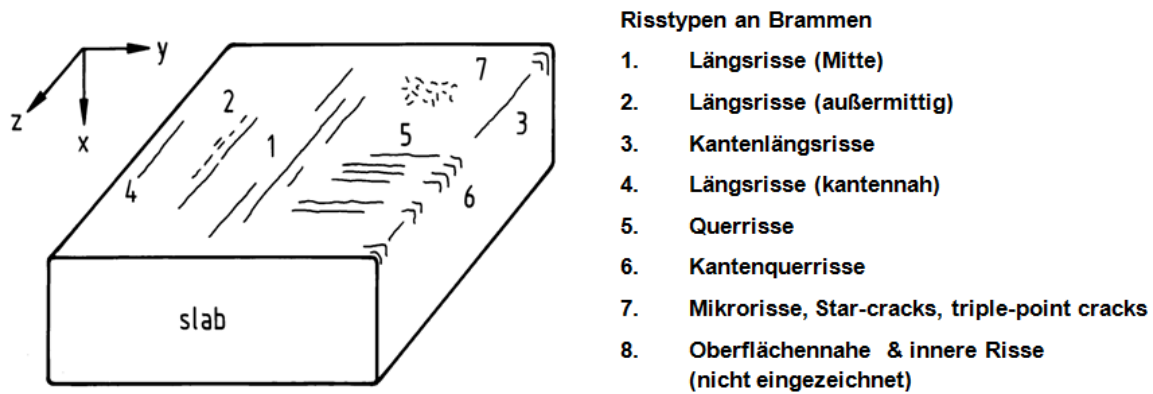


Abbildung 12: Schematische Zeichnung möglicher Brammenoberflächenfehler in Abhängigkeit von [Sch94]

2.2 Phänomenologische Beschreibung des Fehlers und seiner möglichen Ursachen

Der Fachliteratur sowie internen Untersuchungen der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, der Salzgitter Flachstahl GmbH und der Ilsenburger Grobblech GmbH lassen sich verschiedene potentielle Einflussfaktoren entnehmen, die für einige Spezialfälle oder auch generell für die Entstehung von Fehlern wie Brüchigkeit oder Schalenfehlern relevant sind. Diese werden im folgenden Abschnitt kurz, mit dem Versuch, ein nahezu vollständiges Bild des aktuellen Forschungsstandes zu zeichnen, zusammengefasst.

2.2.1 Einflüsse aus dem Stranggießprozess

Eine auch für Brüchigkeiten und Schalenfehler am Grobblech mitverantwortliche Fehlerquelle sind Oberflächenfehler am stranggegossenen Vormaterial [Sch94], s. Abb. 12 und vgl. auch Kap. ??.

Diese können einerseits Beschädigungen an Strang- bzw. Brammenoberfläche entstammen oder infolge von Spannungszuständen an der Materialoberfläche oder in Oberflächennähe während der Abkühlung, dem Transport oder dem allgemeinen Handling der Brammen entstehen [Fei96], [MIN60], [Sch94], [PB10].

Ursachen für Strang- bzw. Brammenoberflächenfehler können Unebenheiten sein, z.B. an Oszillationsmarken oder Regenrinnen (temperatur- und phasenumwandlungsbedingte Strangchalenschrumpfung infolge stärkerer Wärmeabfuhr in den Kokillenecken führt zu inhomogener Materialeinschnürung über die Strangbreite und -dicke und somit zu Vertiefungen in Strangkantennähe entlang der Gießrichtung; sogenannte Regenrinnen). Des Weiteren treten im Verlauf der Sekundärkühlung an Positionen, die durch bulging zwischen u.U. aus der Spur geratenen Führungsrollen makroskopisch verformt sind, Spannungszustände auf, die wiederum zu lokalen Oberflächenschädigungen führen können.

Durch einen dieser Effekte verursachte oder aufgrund von Gießpulverschichtdickenschwankungen, Austenitkorngrößenverteilung in der Strangschale, Kokillenkühlung und Gießgeschwindigkeit verursachte lokal schwächere Wärmeabfuhr und damit lokal

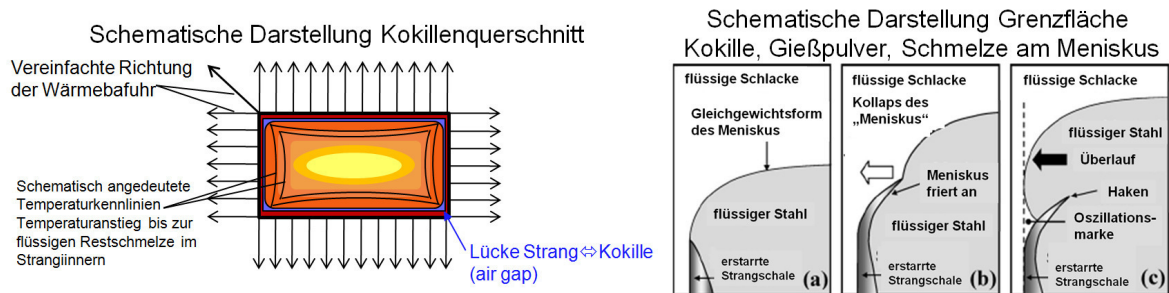


Abbildung 13: Schematischer Schnitt der erstarrenden Strangs in der Kokille (Aufsicht linker Bildteil und Teilausschnitt in vertikaler Richtung an der Grenzfläche von Strang und Kokille). Angedeutet wird die relativ stärkere Wärmeabfuhr (Vektorsumme) in den Ecken des Strangs/der Kokille, die Kontraktion der Strangschale infolge der Kühlung (Wärmeleitung, Kühlwassermengen/-temp.) und von Phasenübergängen welche u.U. lokal inhomogen verlaufen kann aufgrund ungleichmäßiger Kühlung aufgrund von Einflussfaktoren wie Gießpulver (Viskosität, Schmelzpunkt, Schichtdicke), Kokillenkühlung, Wandstärke Strang und Kokille. Die Folge sind die Bildung von u.a. Oszillationsmarken und Regennarben. Der zeitliche Verlauf der Oszillationsmarkenbildung ist angedeutet durch die Bildreihe (a), (b), (c).

induzierte thermische Spannung, kann durch die zusätzlich an der Kokillenwand durch Reibung und ferrostatischen Druck sowie durch den Austrag durch die Strangführungsrollen anliegenden mechanischen Kräfte zu einem lokalen Materialversagen führen. [ZT03a], [GM11]

Die schichtdicken- und kontaktfächenabhängigen Wärmeübergänge zwischen: Stahl(Flüssig-Fest)-Gießpulver-Luft (air gap)-Kokillenwand-Kühlwasser, die durch das Kühlwasser, Strahlung und Konvektion abgeführte Wärmemenge und die zur Abkühlung zur Verfügung stehende Zeit (Gießgeschwindigkeit) beeinflussen maßgeblich die Wärmeabfuhr aus dem gegossenen Strang. Von dieser abhängig sind wiederum die dendritischen und globulitischen Anteile des Erstarrungsgefüges, die Primärdendritenabstände, Korngröße und die Strangschalendicke, welche die Anfälligkeit bzw. Riesistivität gegen thermische und mechanische Spannungen determinieren. Abhängig von der chemischen Analyse des vergossenen Stahls ist das Erstarrungsverhalten des Stahls z.B. im Hinblick auf Austenitkorngröße, Seigerungsanfälligkeit insbesondere bestimmter Elemente wie C , P , Mn , Si , S . Wie bereits im Einleitungskapitel beschrieben können Risse und Materialschwächungen die Folge ebendieser Anreicherungen in der Restschmelze und somit in interdendritischen Zwischenräumen sowie an Korn- und Phasengrenzen sein [Jac10], [ZT03b], [XT11], [SNY80]. Ebenfalls abhängig von der chemischen Analyse der jeweiligen Stahlgüte sind kritische Temperaturen oder Temperaturbereiche sowohl während der ersten Erstarrung, der sogenannte „brittle temperature range“ zwischen Nullduktilitätstemperatur (zero ductility temperature, ZDT) und der Temperatur, an der keine Restschmelze mehr in interdendritischen Zwischenräumen gelangen kann (liquid impenetrable temperature, LIT), als auch im Bereich eines möglicherweise existierenden Duktilitätsminimums, klassischer Weise im Temperaturbereich zwischen $600 - 1200^{\circ}C$. [MB06] Letzterer kann durch Mikrolegierungselementausscheidungen hervorgerufen werden und falls er örtlich mit dem Bereich

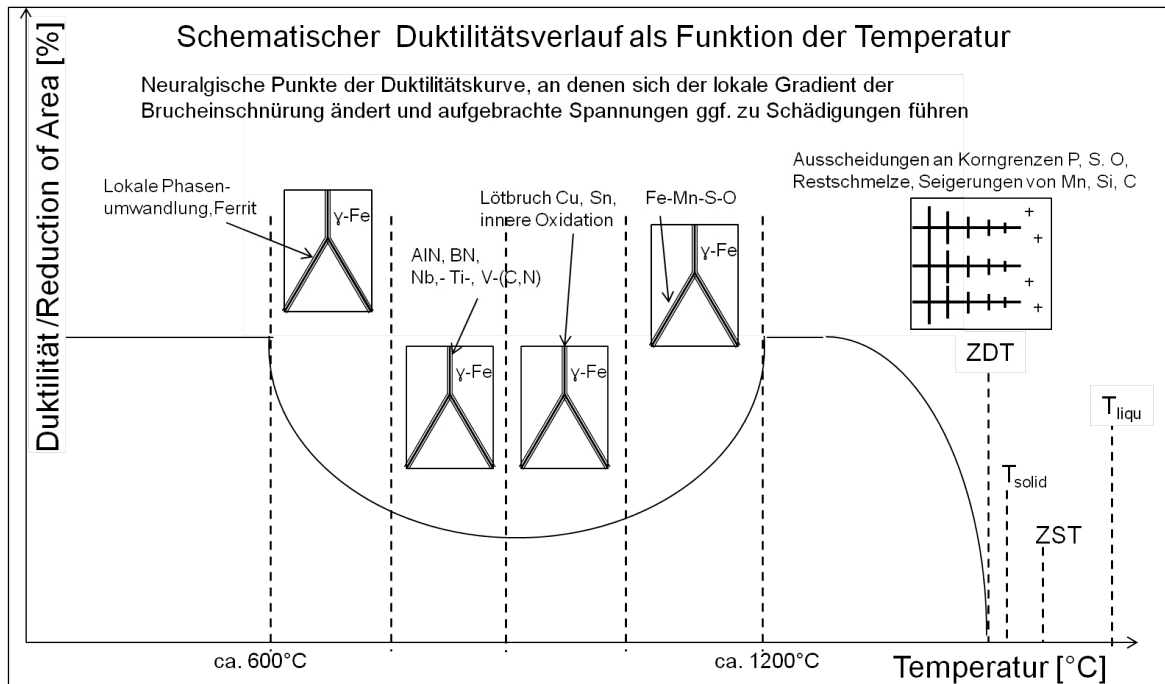
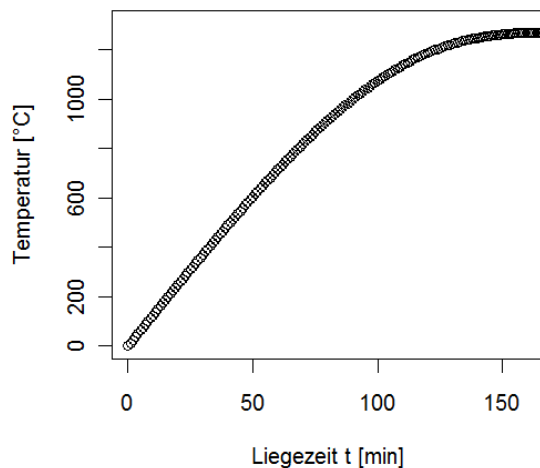


Abbildung 14: Schematische Duktilitätskurve im Verlauf der Temperatur während einer Erstarrung oder Wiedererwärmung bis zum Aufschmelzen. Die angegebenen Ausscheidungsprozesse sind jedoch hier für den Abkühlungsfall aus der flüssigen Schmelze angegeben. Die neuralgischen Punkte der Duktilitätskurve sind gestrichelt eingezeichnet und stellen eben jene Punkte während des Stranggießens, bzw. teilweise auch während der ersten Stiche des Walzens, an denen rissinduzierte Oberflächenfehler entstehen können.

der Strangbiegung oder -rückbiegung übereinkommt, zu oberflächlichem Versagen oder Innenrissen führen [MIN60], [JTM04], [MB06].

Metallurgische Einflüsse auf Oberflächen- und Materialfehler Über die Prozessroute Hochofen - Blasstahlwerk - Stranggießanlage werden Oberflächenqualität und Gussgefüge beeinflussende Konzentrationen bestimmter chemischer Elemente bereits im Konverter und während der Pfannenbehandlung eingestellt. Insbesondere die Schlackenbehandlung und Wechselwirkungen zwischen Schmelze, Schlacke (Konverter-, Pfannen- und Gießpulverschlacken) und Feuerfestmaterialien sowie ungewollte Schlackeneinschwämmungen werden in [Sch10] als hauptverantwortlich genannt für potentiell kritische Gehalte von Begleit- und Legierungselementen wie z.B. Phosphor, Schwefel, Chrom, Mangan, Kohlenstoff, Silizium und Kupfer. Dabei sei die Größe der Reaktionsfläche, die effektive Stoffaustauschfläche des Systems Schlacke-Schmelze die Hauptstellgröße, um abhängig von chemischer Zusammensetzung der Schlacke und Schmelze sowie der Temperatur, Oberflächenspannung und -Bewegung, Blasengröße und -aufstiegsgeschwindigkeit der Spülgase die Schlackenreaktionen wie u.a. Abbindeprozesse zu beeinflussen. Eine kontinuierliche Abführung und Erneuerung der Schlacke könne nach [Sch10] die chemischen Potentialdifferenzen groß halten und damit die Abbindereaktionen ungewollter chemischer Elemente unterstützen. Bei Ab-

(a) Wiedererwärmkurve



(b) Temperatur-Zeit-Diagramm

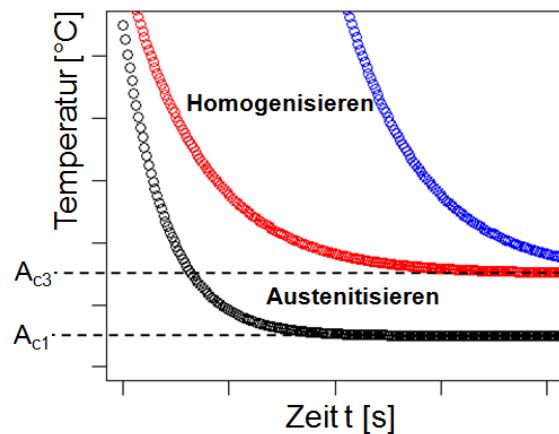


Abbildung 15: Dargestellt sind schematische Verläufe einer Wiedererwärmkurve und eines schematischen Temperatur-Zeit-Phasendiagramms.

stichen, Gieß- und Umfüllprozessen ist außerdem darauf zu achten minimale Mengen an Schlacke mitlaufen und einschwämmen zulassen ist neben möglichst sauberer Schlacken eine Stellgröße zur Einhaltung gewünschter Reinheitsgrade der Schmelze [Sch10]. In [Sch10], [Jac10] wird ebenfalls auf die Grenzflächenaktivität der Elemente P , S , Sb und Sn eingegangen. Sie segregieren bevorzugt an den Korngrenzen und setzen dort die Kohäsionskräfte der Korngrenzen herab, was zur Entstehung von Innenrisen führen kann [Jac10]. Mit gezielt eingestellten C -, N - und B -Gehalten könne nach [Jac10] eine Vorbelegung der Korngrenzen mit Ausscheidungen erreicht werden. Aufgrund der geringeren Größe ist ihre Korngrenzen schwächende Wirkung geringer und P und S können nur an Großwinkelkorngrenzen „mit mehr Platz“ seignern. Karbidbildner wie z.B. Cr bergen die Gefahr, dass sie bei Vorhandensein von Phosphor Ausscheidungen von P -Verbindungen an den Korngrenzen begünstigen, da der Kohlenstoff als CrC ausgeschieden wird und seine verdrängende Wirkung für den Phosphor an den Korngrenzen nicht mehr in vollem Umfang entfalten kann [Jac10]. Entsprechend können Innenfehler wie beispielsweise Risse, *voids* (Hohlräume) oder durch Ausscheidungen und lokale Elementanreicherungen geschwächte Korngrenzen ebenfalls zu Materiversagen bei Überschreitung der lokalen Festigkeitsgrenzen durch induzierte Umform- oder thermische Spannungen führen. Ausscheidungen von z.B. $[Al-, Ti-, Nb-, V-, Cr-, Ni-]$ - $[C,N]$ sowie Seigerungen (z.B. Mn, C, S, P) können außerdem lokale Spannungsmaxima darstellen, welche die Streckgrenze herabsetzen und bei der Umformung während der Strangbiegung und dem Walzen zu Schädigungen führen. Abhängig vom Ort der Materialschwächung und vom Umformgrad können diese Innenfehler bis zur Brammen bzw. Blechoberfläche reichen bzw. mit steigendem Gesamtumformgrad an die Materialoberfläche wandern.

Prozessbedingte, prozessverstärkte Fehler Umformung, mechanische Spannung im Duktilitätsminimum und im Bereich der Ausscheidungstemperatur gewisser Carbonitridausscheidungen

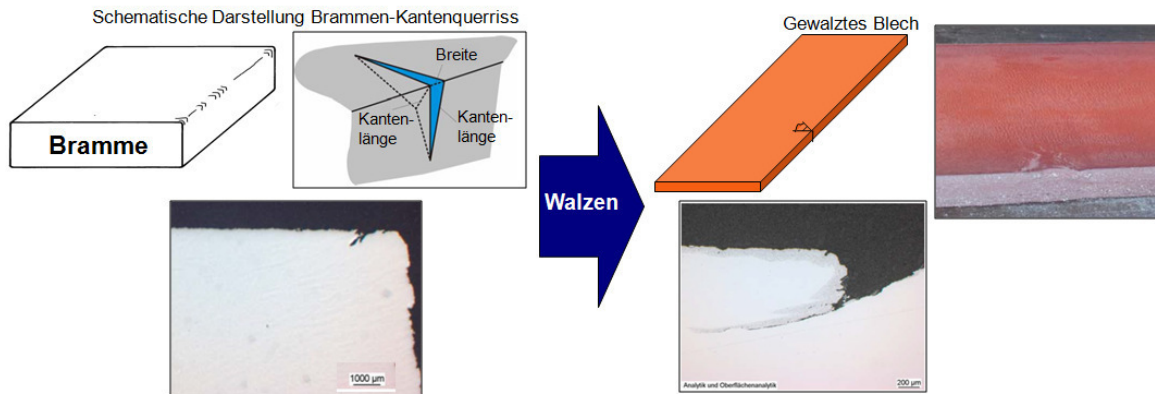


Abbildung 16: Schematische Darstellung eines Brammenkantenfehlers und der Fehlerausprägung am gewalzten Blech. Der Querschliff des Brammenfehlers stammt aus einem Brammenstück mit ähnlichem Kantenfehlerbefall wie an der ausgewalzten Bramme. Das Schliffbild vom Blechfehler entstammt dem darüber gezeigten Blech. Der Versuch die Fehlerevolution einer vorgeschädigten Bramme während des Walzens nachzustellen entstammt den SZMF-Untersuchungen in [Sta12]

Niedrige Walzstarttemperaturen bzw. kurze Ofenliegezeiten können nach [YHC04] zu nicht ausreichender Auflösung der Karbo-Nitridausscheidungen von Ti , Nb , V und auch Al , Ni führen, s. auch Abb. 15. Die relativ niedrige Ausscheidungstemperatur von AlN könnte außerdem bei bereits niedrigen Walzstarttemperaturen zu einer Versprödung der Bleche durch AlN -Ausscheidungen während des weiteren Walzens führen.

Cr und Ni führen nach [TKYC02] zu einem stark dendritischen Gussgefüge. Die Folge sind eine erhöhte Seigerungsneigung von (z.B. C , Mn , P , S) in den Interdendritischenräumen ggf. eine nicht vollständige Auflösung selbiger bei der Wiedererwärmung, eine anisotrope Mikrostruktur zu Walzbeginn und somit eine erhöhte Gefahr für lokale Schädigungen beim Walzen. Nach [PMTB06] genügen bereits kleine Mengen Ti , Nb für eine Weitung des Duktilitätsminimusbereichs und zur Versprödung des Materials beim Walzen nahe der A_{r3} -Temp (Abschätzung T_{Ar3} = für die hier betrachteten Stahlmarken, welche oftmals erreicht wird).

Bereits am Halbzeug vorliegende Oberflächenbeschädigungen führen beim Grobblechwalzen zu einer Längung und Breitung des ursprünglichen Fehlers und infolge der Temperaturen, Wiedererwärmzeiten und oxidierenden Ofenatmosphäre zu einer Verzunderung im Bereich der Materialtrennung und teilweise innerer Oxidation in der Matrix entlang der Fehlerflanken [IYY03]. Eigene Untersuchungen [Mir12], [Sta12], Kap. 3.1.1 und s. auch Abb. 16 legen nahe, dass sowohl oberflächliche Beschädigungen als auch im Materialinneren vorliegende Schädigungen wie beispielsweise Innenrisse und Hohlräume während der Umformung beim Walzen aufgerissen und entsprechend der Walzrichtung gestreckt werden bzw. an die Oberfläche wandern und dort aufreißen können. Der makroskopische und mikroskopische Befund entsprechen einem typischen Brüchigkeitsfehler in Form und Ausprägung von Zunderbelag im Bereich der Materialtrennung, s. Abb 16 und weitere Abbildungen in Kap. 3.1.1.

Ein weiterer Fehlerursprung von Brüchigkeitsfehlern können Einwalzungen von Zunder, Walzabrieb in Folge sogenannter schälender Walzen oder Fremdmaterial, welches

durch Aufwachsungen im Ofen oder auf den Walzen auf die Bramme oder das Blech gelangen und dort eingewalzt werden kann. Nach [SS08] beeinflusst der *Si*-Gehalt die Gefahr von Oberflächenbeschädigungen infolge von Zundereinwalzungen beim Fertigwalzen bei Si-haltigen Güten aufgrund der vermehrten Entstehung von eutektischem FeO und Fe_2SiO_4 , was schwer entfernbar (scale adhesion) ist und sich sehr schnell auch nach dem Zunderwäscher wieder an der Vorbandoberfläche bildet. Zusätzlich bilden sich während dem Walzen in Temperaturbereichen $T_{Walzen} \geq [900, \dots, 940^\circ C]$ schwer abbeizbare Fe_2O_3 , Fe_3O_4 -Zunderschichten [BD05]. Auf diese Weise kann auch ohne Vorschädigung innere Oxidation an Korngrenzen unterhalb der Zunderschichten auftreten, welche abhängig von Zeit und Temperatur insbesondere bei zusätzlich eingebrachter Spannung durch z.B. weitere Umformung zu Materialversagen führen kann [KNIH02]. Die chemische Zusammensetzung insbesondere in Bezug auf unedlere Elemente als *Fe* kann bei ausreichender Zeit und Temperatur zur Diffusion dieser sauerstoffaffinen Elemente hin zur Zunderschicht und im späteren mikroskopischen und spektroskopischen Befund als Mischoxid klassifizierten oxidischen Einschlüssen führen [PMTB06]. Diese wiederum setzen die Duktilität herab und können bei Belastung z.B. beim Bauteileinsatz oder bei der Umformung zu lokalem Materialversagen führen [PMTB06].

Für den Fall von Warmband ist bekannt, dass die Anzahl mit dem gleichen Walzenpaar gewalzter Bänder einen Einfluss auf die Fehlerhäufigkeit infolge schälender Walzen hat [Sea05]. So steigt je nach Walzfolge und Kampagnenaufbau ab 80-90 Bändern die detektierte Oberflächenfehlerhäufigkeit an [Sea05].

Schließlich können niedrig schmelzende Elemente wie *Cu*, *Zn* oder *Sn* zu Lötbruch führen, indem sie Korngrenzen belegen und diese bis zum Versagen schwächen. Ebenso ist Wasserstoff als Ursache für Material- und Oberflächenfehler an Grobblech bekannt. Wasserstoffversprödung tritt bei zu hohen H_2 -Gehalten in der Schmelze auf und ist die Folge von H_2 -Einlagerungen in kleinsten Hohlräumen in der Stahl-Mikrostruktur, welche während der Umformung aufgrund ihrer schlechten Duktilität zu Materialversagen führen. Zu beachtende Prozessgrößen könnten die gemessenen H_2 -Gehalte als qualitätsrelevante Einflussgröße und Dauer oder Anwendung einer Vakuumbehandlung zur H_2 -Reduktion sein. Eine Brammenauslagerung in Wärmeboxen gilt als Möglichkeiten zur Reduktion des im Vormaterial eingelagerten Wasserstoffs (ausreichend Zeit und Wärmeenergie zur Diffusion des H_2 aus dem Material heraus). Nachträgliche Stapelabkühlung wird angewendet, um ggf. im gewalzten Blech noch vorliegende H_2 -Anteile bei den ausreichend hohen Temperaturen und langen Zeiten der Abkühlung im Blechstapel herausdiffundieren zu lassen.

Ergänzende Verfahrenstechnische Hinweise Die Pendeldicke entspricht der Zwischendicke nach dem Vorwalzen. Das Phänomen schälender Walzen ist für das reversierende Grobblechwalzen bei der ILG mitunbekannt und wird mit den relativ kurzen Walzenstandzeiten 1-3Tage erklärt, was einer Walzleistung von $\approx 8000 - 10000t$ (im Durchschnitt werden $\approx 3000t/Tag$ gewalzt) entspricht. Eine Walzenreise sieht in der Regel eine Fahrfolge der Blechabmessungen von: schmal \rightarrow breit \rightarrow schmal, wobei der Breitenanstieg von schmal \rightarrow breit so steil ist (es wird sehr schnell nach einem Walzenwechsel das Breitenmaximum gefahren), dass in erster Näherung die Fahrweise breit \rightarrow schmal gilt. Die Arbeitswalzen bei der ILG haben eine Bombierung (Hohl-

schliff: negatives Vorzeichen) von -0.15 für Bleche mit einer Breite $b \leq 3m$ bzw. -0.35 für Bleche mit einer Breite $b > 3m$. Zur Einstellung der gewünschten Planheit (gemessen mit Isotopenstrahlern über Blechbreite \times Dickenmessung) wird eine entsprechende Gegenbiegung mit den Stützwalzen erzeugt und so der Walzspalt geregelt. Als makroskopisches Indiz für Probleme mit der Blechpanheit gelten Welligkeiten, insbesondere Randwelligkeiten bei dünnen Blechen. Folgende Fahrweisen ergeben sich bei der ILG aus den unterschiedlichen Arbeitsanweisungen und unterstützenden Regelungssystemen: der Stichplan wird über den Stichplanrechner vorgegeben und beinhaltet die Anzahl Walzstiche, die maximale Kraft, das Drehmoment und die Umdrehungsgeschwindigkeit. Durch Handeingriff der Bediener können diese auch manuell vorgegeben werden. Unter der Randbedingung so wenig Stiche wie möglich zur Erreichung der Enddicke zu verwenden und somit die höchst mögliche Leistung zu erzielen, wird der Stichplan berechnet. Bei manuellem Eingriff durch die Anlagenfahrer ist die Stellgröße der Anstelldruck (Kraft pro gewalzte Fläche). Bei der Temperaturführung der Brammen und Bleche gelten sehr enge, stahlmarken- und damit chemieabhängige Vorgaben von $\pm 10 - 50^\circ C$ je nach Walzstich und Walzart (TG, TM, N). Die Schnell- oder Intensivkühlstrücke (accelarted cooling, ACC) besteht aus 16 Headern oben und unten ergänzt durch eine Querabspritzung. Eine zusätzliche Beschleunigung des Blechs während der Abkühlung zur Einstellung einer homogenen Kühlung und gezielte Kühlgradienten über Bandlänge ist nicht möglich. Die Warmrichtmaschine arbeitet mit Dehngrenzenkurven (chemieabhängiges Regressionsmodell erstellt von Zulieferer), welche die Drücke der Richtrollen in Abhängigkeit von Material und Dicke eines Blechs vorgeben. Relevant für Oberflächenfehler laut Prozessexperten nur im Hinblick auf Walzeneindrücke, welche durch beschädigte oder schmutzige Walzen entstehen können. Die dann detektierten Fehler treten periodisch im Abstand des Walzendurchmessers auf und können gut auf das verursachende Anlagenbauteil zurückverfolgt werden. Jede Walzung erfolgt reversierend, in beide Richtungen. Es wird in der Regel nach einer geraden Anzahl Stiche gedreht (2,4,6,8), was der Steuerstandseite des Walzgerüsts entspricht. Nur bei Blechen, die mit nur einem Breitungsstich auf ihre Zielbreite gebracht werden können, wird auch nach bereits diesem einem Stich jeweils das Blech gedreht. Sogenannte Blockkühler werden auf ca. $950^\circ C$ gekühlt (Pendeln) und dann erst mit den ersten Stichen gewalzt. Die niedrigste Temperatur des Fertigwalzens wird ebenfalls bei Blockkühlern gefahren und beträgt $700 - 720^\circ C$. Dabei treten teilweise sehr hohe Walzkräfte auf. Laut ILG sind folgende Prozessparameter potentiell kritisch für Oberflächenbeschädigungen der Bleche: die Walzstart- bzw. Ziehtemperatur, die Endwalztemperatur, die Kühlstopptemperatur (insbesondere bei Intensivkühlung, ACC), die Dickenabnahmen je Stich, als Maß für den Umformgrad, die Hochdruckentzunderung direkt vor jedem Walzstich (gefühlte tritt eine porösere Oberfläche dann auf, wenn direkt vor einem Walzstich der Hochdruckzunderwäscher noch einmal angeschaltet wurde).

Einflüsse aus dem Walzprozess Der hier genauer untersuchte Anwendungsfall und Auftrittsort der Oberflächenfehler (Brüchigkeit, Schalenfehler) ist zwar das Grobblechwalzen. Da es jedoch einige prinzipielle Ähnlichkeiten beim Grobblechwalzen, z.B. bezüglich Temperaturführung, Ausscheidungsverhalten von Legierungs- und Spurenelementen sowie thermomechanisch induzierter Mikrostruktureigenschaften (Kornfei-

nung, Phasenanteile, Keimbildung), zum Warmwalzprozess von Bandstahl gibt, werden im Folgenden auch einige Untersuchungsergebnisse zur Phänomenologie potentieller Fehlerentstehung(smechanismen) von Schalenfehlern während des Warmwalzens betrachtet.

Der Temperaturzyklus während des Warmwalzens beschreibt einer mehr oder minder linear steigende Aufheizkurve während des Wiedererwärmens der Brammen, die gegen Ende der Ofenreise asymptotisch gegen ein gewünschtes Temperaturlevel strebt und auf diesem für eine vorgegebene Zeitdauer verweilt bis eine bestimmte Energiemenge in die Bramme eingetragen und eine homogene Durchwärmung erreicht ist. Anschließend folgt die Temperatur des Vormaterials und des bearbeiteten Walzguts einer nichtlinearen Abkühlkurve die während und nach dem Walzen abmessungs-, werkstoff- und produktabhängig in bestimmten Zeiten verschiedene Temperaturbereiche durchläuft. Nach [Mey88] bestehen die Hauptziele der Wiedererwärmphase vor dem Walzen in der Homogenisierung der Verteilung der Legierungselemente (Auflösung von Ausscheidungen dieser) durch thermische Aktivierung von Diffusionswegen, der Einstellung einer gewünschten Austenitkorngröße (temperatur- und zeitabhängiges Kornwachstum) und die Verringerung der Fließspannung aufgrund des geringeren Umformwiderstandes warmen Stahls im Vergleich zu kaltem. In [Mey88] wird im Zusammenhang mit Wiedererwärmtemperaturen von Vorblöcken auf den negativen Einfluss einer zu geringen Wiedererwärmtemperatur auf die Oberflächenqualität des gewalzten Produkts eingegangen. Ein vermehrtes Auftreten von Oberflächenfehlern bei Blechen, die mit zu geringer Wiedererwärmtemperatur gewalzt werden, können nach [Mey88] auf die frühe Ausscheidung nach oder sogar nicht vollständige Auflösung vor dem Walzen von Karbiden, Nitriden und Karbonitriden der Mikrolegierungselemente Ti, Nb, V sowie auf die vermehrte Bildung von AlN zurückgeführt werden. Die AlN -Ausscheidung wird in der Warmbreitbandstraße durch schnelles Abkühlen und niedrige Haspeltemperaturen gehemmt [Mey88]. Im Grobblechwalzprozess wird gerade bei thermomechanisch gewalzten Blechen oftmals eine Kühlpause während der Vor- und Fertigwalzphase eingelegt. In dieser Zeit wird der Vorblock gependelt und erreicht Temperaturen $T = 900 - 1100^\circ C$ bevor er fertig gewalzt wird, was genau dem Temperaturbereich entspricht, in dem die AlN -Ausscheidung einsetzt ($T < 1150^\circ C$ wird in den nachfolgenden Quellen als Starttemp. für die AlN -Bildung genannt) [Lit81] nach [Mey88]. Für Oberflächenfehler ebenfalls kritisch ist laut [Mey88] bezogen auf den Warmwalzprozess das Wechselspiel von Phosphorgehalt bzw. Phosphorsegregation und Haspeltemperatur. Ein Phosphorgehalt von $P \approx 0.032\%$ führt bei gleichen Haspeltemperaturen von $T_{Haspel} = 500 - 600^\circ C$ zu einer bis zu acht mal höheren Häufigkeit von Bruchaufreißungen bei Zug- und Kerbschlag-Biege-Versuchen an entsprechenden Proben. Eine niedrige Haspeltemperatur könne zwar die Phosphorseigerung vermindern, ab einer kritischen Konzentration von Phosphor sein jedoch die Grenzflächenaktivität von P zu hoch, als dass sich Seigerungen an Korn- und Phasengrenzen oder Materialvorschädigungen (Rissflanken) verhindern ließen [Mey88].

2.3 Analyse-/Untersuchungsmethodik

Der makroskopische Befund, die Bestimmung der Fehlerlage auf dem Blech (Blechoberseite oder -Unterseite, Blechanfang, -Mitte oder -Ende), eine qualitative Bewertung von

Häufigkeit und Dichte der Schalenfehler oder Brüchigkeiten in Kategorien wie starker Befalllöder "leichte Ausprägung" sowie die Abgrenzung zu ähnlichen Fehlertypen wie Kantenrissen, Walzfehlern oder mechanischen Beschädigungen aus dem Prozess erfolgen manuell und rein visuell durch Inspektoren, die die Blechoberfläche auf den Kühlbetten bei der ILG einzeln betrachten. Diese händischen Kontrollen sind 100%-Kontrollen, so dass von jedem Blech, insbesondere bei kritischen Stahlmarken, ein Oberflächenbewertungsbefund vorliegt. Die Inspektionsergebnisse werden in Datenbankenerfasst und anhand eines Fehlerschlüssels als Zahlen-Buchstabenkombination zu jedem Blechidenten gespeichert (vgl. auch Kap. 3.1.1). Bei der Qualitätsbewertung gibt es nach Aussage der Qualitätsverantwortlichen der ILG keine kunden- und produktabhängige Unterscheidung von Beurteilungsmaßstäben oder angepasste Freigabepaxis (keine Differenzierung analog z.B. O5-, O7-, MA-, MB- oder MC- Oberflächen, wie Sie aus der Automobilbranche zur Klassifizierung von Kaltfeinblechoberflächen bekannt sind [(Hr07], [(Hr08)]).

Zusätzlich werden mittels Ultraschallprüfung Innenfehler wie Lunker, Blasen und Einschlüsse am Blechanfang und -Ende detektiert. Aufgrund der Auflösungsgrenze im [mm]-Bereich können auf diese Weise jedoch nur große Einschlussbänder oder -Cluster sicher ermittelt werden. Die Ergebnisse der Ultraschallprüfung werden hier daher nur als Zusatzdatei zu den übrigen Qualitätsprüfungen und nicht als alleiniges Qualitätsmerkmal ausgewertet.

Der mikroskopische Charakterisierung der Schalenfehlerproben erfolgt mittels Lichtmikroskopie sowie energiedispersiver Röntgenspektroskopie (energy dispersive x-ray spectroscopy, EDX) und Elektronenstrahlmikrosondenanalyse (ESMA) mit Wellenlängendispersiver Röntgenspektroskopie (WDX). Die Proben zur metallographischen Untersuchung unter dem Lichtmikroskop werden klassisch mit Diamantpaste und Schleifsteinen poliert und mit Salpetersäure-Lösung (HNO_3) angeätzt. Die verwendeten Lichtmikroskope sind u.a. Geräte des Typs Leica DM750 M und haben eine 50-fache bis maximal 1000-fache Vergrößerung. EDX- und Mikrosondenuntersuchungen werden mit einem kombinierten Rasterelektronenmikroskop (REM) mit EDX-Analyse Station des Typs Jeol JSM7000F durchgeführt. Die laterale Auflösung beträgt 1,2nm bei 30kV Beschleunigungsspannung und 3nm bei 1kV. Zur vertiefenden Einführung in die hier beschriebene Messtechnik eignen sich [BB11], [WS12].

Die Lichtmikroskopaufnahmen der metallographischen Schliffe werden mit Bildanalyseverfahren bearbeitet und numerisch auswertbare, teilweise integrale Bildeigenschaften extrahiert. Neben der Bildvorverarbeitung mit Grauwert-Konvertierung und Binarisierung durch Grauwertschwellensetzung wird auch versucht charakteristische Fehlerbildinformationen automatisch zu vergleichen. Dabei kommen zur Segmentierung, sprich zum Hervorheben von besonders relevanten Bildbereichen, z.B. im Rissflankenbereich eines Schalenfehlers, Filterungsverfahren wie *Sobel*-Filter, Kantenerkennungsverfahren ebenfalls nach *Sobel* und *Laplace* sowie Gauß-Glättungsverfahren zum Einsatz [Sob14] nach [Neu05a]. Vielen Kantenerkennungs- und -hervorhebungsverfahren, wie u.a. auch Gauß- und Laplace-Filtern, liegt die Grauwert-Gradienten-Bildung zugrunde. Abhängig vom Verfahren wird die lokale Ableitung der Grauwerte in der Ebene der Bildpunkte verglichen (z.B. der Gradientenbetrag $|\nabla G(x, y)| = \frac{\partial G(x, y)}{\partial x} + \frac{\partial G(x, y)}{\partial y}$, wobei $G(x, y)$ der Grauwert am jeweiligen Pixel mit der Koordinate (x, y) ist) oder die zweifache partielle Grauwertableitung (Laplace-Filter: $\Delta G(x, y) = \frac{\partial^2 G(x, y)}{\partial x^2} +$

$$\frac{\partial^2 G(x,y)}{\partial y^2}).$$

Die Bedeutung der Entropie im bildanalytischen Sinne sowie der Grauwertistogramme und schwarz-weiß-Flächenanteile (black-white-area) werden im Ergebnisteil begleitend erläutert, s. Kap. 3.1.

Die Labor-Anlagen zur Durchführung der Glüh- und Walzversuche bei SZMF sind zum einen Glühöfen (Muffelöfen für die Glühung von Proben bei definierten Atmosphären und Zeit-Temperatur-Verläufen) und ein Warmwalzgerüst, das im Reversierbetrieb zur Nachstellung des Grobblechwalzprozesses im Labormaßstab genutzt wird. Die Abkühlung der Proben erfolgte in den hier durchgeführten Versuchen ausschließlich an Luft, analog den Kühlbetten beim Grobblechwalzen und nicht durch Abschrecken in Wasser oder Abschrecköl. Die Probenkörper werden manuell aus den Glühöfen gezogen, auf dem Einlaufrollgang vor dem Versuchswalzgerüst abgelegt.

2.4 Methoden, Werkzeuge der Prozessanalyse

Die zum Verständnis der durchgeführten Data Mining und numerischen Simulationsrechnungen notwendigen theoretischen Grundlagen werden nach Methoden bzw. Algorithmen sortiert nachstehend zusammengefasst.

Das konzeptionelle Vorgehen zur Generierung der zur Hypothesenprüfung notwendigen theoretischen und experimentellen Ergebnisse gliedert sich in folgende Schritte. Nach eingehender Fehlercharakterisierung und Recherche phänomenologischer Erklärungsansätze, werkstoff- und prozesstechnischer Theorien zu Schalenfehler-/ Brüchigkeitsursachen werden Prozessanalysen durchgeführt. Zusätzlich werden numerische und thermodynamische Simulationen unter Berücksichtigung der Prozessanalyseergebnisse sowie eine Nachstellung des Fehlers im Laborversuch durchgeführt. Diese werden anschließend interpretiert und die Interdependenzen und Verzahnungen der Prozessanalysen und flankierenden theoretischen Modelle, Versuche und Simulationsergebnisse in einer Konklusion herausgearbeitet.

Prozess der Prozessanalyse Der in Abb. 17 dargestellte Ablauf der hier durchgeführten statistischen Analysen ist einerseits an den von [FPSS96b] geprägten Prozess der *Knowledge Discovery from Databases*, (*KDD*) und an den eigenen bei SZMF etablierten Prozess der Prozessanalyse [Maa07], [Maa14] angelehnt. Neben der klassischen Datenauswahl, Datenvorverarbeitung, welche massiv die Qualität der zu analysierenden Stichprobe beeinflussen, und der anschließenden deskriptiven, explorativen Datenanalyse beinhaltet die Prozessanalyse die Zielstellungsgetriebene Algorithmenauswahl sowie anschließende Anwendung (Modelltraining und -Test) von verschiedenen Data Mining Methoden. Da die Identifikation von Einflussfaktoren für einen in unterschiedlichen aber diskreten Ausprägungen auftretenden Materialfehlertypen hier im Mittelpunkt steht, werden Klassifikationsansätze und nicht Regressionsansätze angewendet. In Detailanalysen bei der Schaffung eines geeigneten Qualitätslabels und bei der Fehlerdetailcharakterisierung werden außerdem Clustering und Klassifikationsverfahren genutzt. Konkret wird für jedes der hier erarbeiteten statistischen Data Mining Modelle zunächst anhand einer Teilmenge des Gesamtdatensatzes das Modell angelernet oder antrainiert (Trainingsphase). Die freien Modellparameter wie beispielsweise die Schwellwerte der statistischen Regeln eines Entscheidungsbaums werden

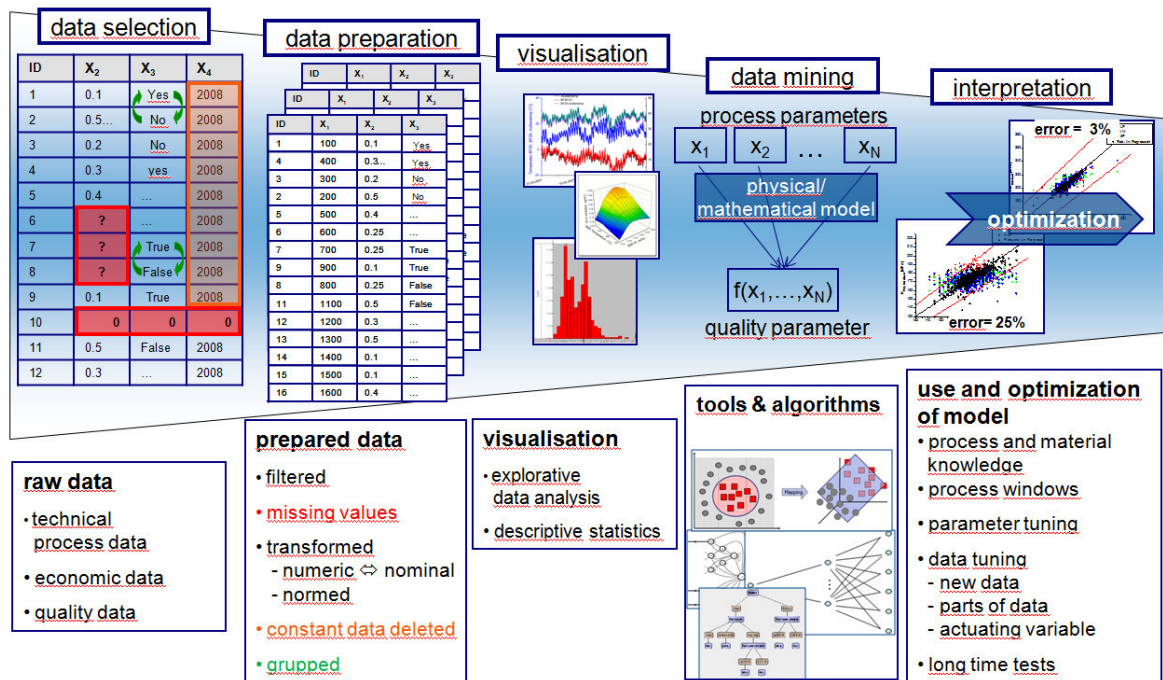


Abbildung 17: Ablaufdiagramm der Prozessanalyse in Anlehnung an [Maa07], [FPSS96b], wie sie im Rahmen der hier dargestellten Analysen durchgeführt wurde. Elementar ist der aus der explorativen Datenanalyse und den Data Mining Modellen gewonnenen statistischen Hinweise auf potentielle Einflussgrößen und Zusammenhänge zwischen Qualitätslabel (hier: Fehlerbefund auf Grobblech) und Prozess- und Materialparameterkombinationen.

an die Trainingsdaten dergestalt angepasst. Zur Bewertung der Vorhersagesicherheit und damit der Verallgemeinerungsfähigkeit der statistischen Regeln bzw. erlernten Modellkonfigurationen wird anhand eines weiteren unabhängigen (z.B. der zum Trainingsdatensatz komplementären) Teilmenge des Gesamtdatensatzes ein Test der Klassifikationsmodelle durchgeführt. Die relative Anzahl korrekt bzw. falsch prognostizierter Testdatenvektoren, für den gesamten Testdatensatz und aufgeschlüsselt nach den Qualitätslabelklassen, wird als Maß für die Modellqualität herangezogen.

Die Interpretationsfähigkeit und statistische Sicherheit bei der Zielgrößenbestimmung bzw. Qualitätslabelvorhersage sind die beiden entscheidenden Kriterien bei der Bestimmung der geeigneten Methoden. Im Anschluss an die explorativen und modellfreien statistischen Analysen umfasst eine Prozessanalyse nach [Maa14], [Maa07] wie sie in 17 gezeigt ist die phänomenologische Plausibilisierung der Ergebnisse. Nur werkstoff- und prozesstechnisch erklärbare Hinweise werden weiter verfolgt und durch entsprechende Simulationen und Laborversuche ergänzt. Der theoretische Unterbau und die aus den Data Mining Ergebnissen motivierten physikalischen Erklärungsansätze haben einen zu den statistischen Verfahren mindestens gleichwertigen Anteil an einer Prozessanalyse wie sie hier durchgeführt wird.

Eine ausführliche Beschreibung der historischen Entwicklung der ersten theoretischen Ansätze des maschinellen Lernens und der mathematischen Prinzipien der ersten Klassifikationsalgorithmen, die bis heute Bestand haben, ist in [HKP96] zu finden. Für in-

tensivere Studien weiterer, über die hier vorgestellte Auswahl hinaus gehender Klassifikationsalgorithmen und deren Funktionsweise empfehlen sich folgende Literaturstellen: [HKP96], [?], [AZ96], [HMS02].

Nachfolgend werden beispielhaft diejenigen Klassifikationsverfahren vorgestellt, welche sich auch während der Projektbearbeitung als zielführend erwiesen haben. Im Anhang dieser Arbeit (Kap. 7) werden zudem anhand konkreter Beispiele die Funktionsweise der Algorithmen und die Vorgehensweise bei der Nutzung für Data Mining-Fragestellungen, wie sie hier untersucht wurden, vertieft dargestellt.

Multilayer Perzeptronen mit Backpropagation

Künstliche neuronale Netze (KNN, im Englischen Artificial Neural Networks ANN) gehören in ihrer einfachsten Ausprägung zu den ersten Lernmodellen im klassischen Sinn [HKP96]. Namentlich findet diese Klassifikations- und Regressionsverfahren ihre Anleihen in der Neurologie und Psychologie [Ros58]. Synapsen mit häufiger Nutzung werden im menschlichen Gehirn gestärkt und das sich dahinter verbergende Wissen dementsprechend "gut erlernt". Ähnlich ist die Funktionsweise eines KNN bei der Datenanalyse. Im Trainingsdatensatz häufig vorkommende Kombinationen aus Eingangsdaten und Zielklasse werden mathematisch durch einen entsprechenden Gewichtungsfaktor stärker gewichtet und führen so bei statistischer Verallgemeinerbarkeit dieser Muster zu guter Vorhersagesicherheit bei der Zuordnung neuer Eingangsdatenvektoren mit gleichen oder ähnlichen Werten. Beispiele für einige der möglichen Zuordnungsfunktionen zwischen den einzelnen Lagen des KNN sind in 19 dargestellt. Die Anpassung der Vorfaktoren w_i erfolgt über die sogenannte "Lernregel". Dabei werden nach der allgemeinen Form $w_i = w_0 \pm \epsilon$, mit w_0 als Startwert (meistens $w_0 = 1$) und ϵ als Korrekturterm, die Gewichte für den Trainingsdatensatz so angepasst, dass die Anzahl Fehlklassifikationen $\sum(y_i - (w_i \cdot f(x_i)))$ möglichst gering ist.

Mehrlagige neuronale Netzwerke haben den Vorteil zum simplen Perzeptron-Verfahren [HKP96], die reine *feed-forward* Ausrichtung erweitern zu können auf die sogenannte *back-propagation* [?], [HS88], [MP89], [HKP96]. Dies ist ein Algorithmus zur rekursiven Optimierung der Kostenfunktion. Zur Gewichtungsfaktorkorrektur werden die Eingabe- und Ausgabe-Neuronen jeder Lage verglichen und die Abweichungen zur Trainingsklasse in eine Kostenfunktion gefasst, durch deren partielle Ableitungen dann die Gewichte jeweils optimiert werden können. Jeder optimierte Gewichtungsfaktor der Zwischen-Lagen-Verknüpfungen wird zwischengespeichert, um schlussendlich das Gesamtgewicht in Summe zu bilden. Für ein Multilayer-Perzeptron mit einer versteckten Zwischenlage ist die Kostenfunktion:

$$\begin{aligned} E &= \frac{1}{2} \sum_{i,\mu} (\varsigma_i^\mu - O_i^\mu)^2 \\ \Rightarrow E &= \frac{1}{2} \sum_{i,\mu} (\varsigma_i^\mu - g(\sum_j W_{ij} g(\sum_k w_{ik} \xi_k^\mu)))^2 \end{aligned}$$

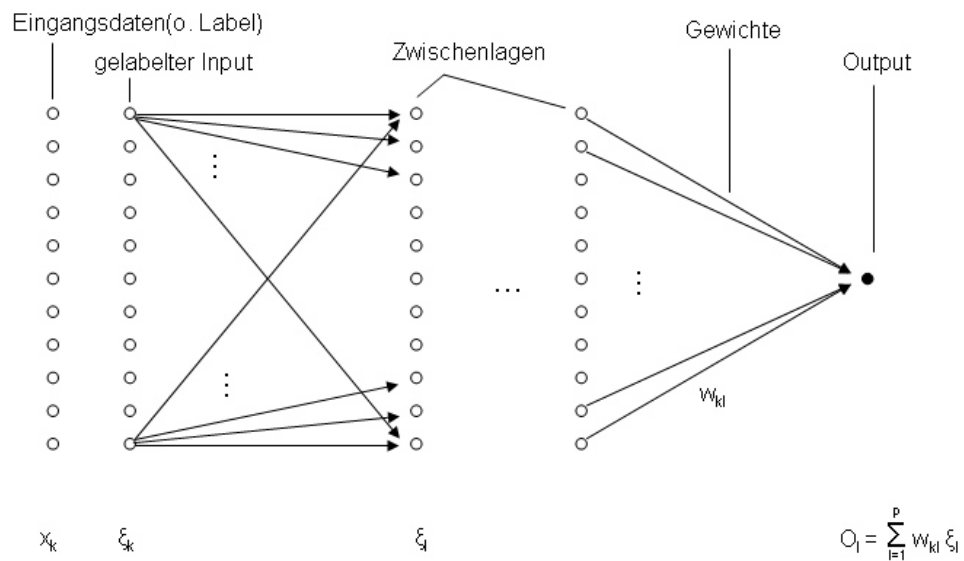
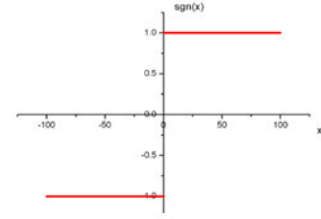


Abbildung 18: Schematische Darstellung eines künstlichen neuronalen Netzes. Die Zuordnungsfunktion zwischen den Datenpunkten der j -ten und $(j+1)$ -ten Lage oder der Zielklasse kann in der allgemeinen Form $O_{ij} = w_i f(x_i)$ geschrieben werden, wobei die w_i Gewichtungsfaktoren und $f(x_i)$ die zu definierende Hyperraumtrennungsfunktion für die Date x_i ist, z.B. eine Signumsfunktion. Die w_i werden über die "Lernregel" angepasst.

Signumsfunktion

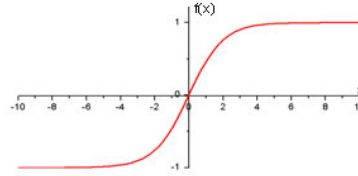
$$f(x) = \text{sgn}(x) = \begin{cases} +1 & \forall x > 0 \\ -1 & \forall x < 0 \end{cases}$$



Sigmoidale Funktion

$$f(x) = \frac{2}{1 + e^{-\beta x}} - 1,$$

$$\beta = \text{Normierungsfaktor}$$



Gauß'sche Zuordnungsfunktion

$$f(x, \lambda_i, \sigma_i) = \frac{1}{\sqrt{2\pi\sigma_i^2}} \exp\left(-\frac{(x - \lambda_i)^2}{2\sigma_i^2}\right),$$

$$\lambda_i, \sigma_i = \text{Parameter der jeweiligen Verteilung}$$

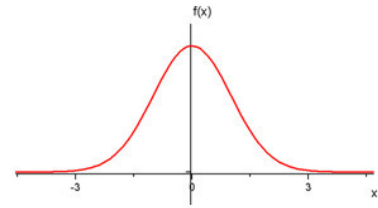


Abbildung 19: Schematische Darstellung einiger möglicher Zuordnungsfunktionen eines KNN. Neben den hier beispielhaft angegebenen Zuordnungsfunktionen sind auch lineare Gleichungen in einem KNN darstellbar.

Daraus resultiert der Fehlerterm für die Gewichte:

$$\Delta W_{ij} = -\eta \frac{\partial E}{\partial W_{ij}} = \eta \sum_{\mu} \delta_i^{\mu} V_j^{\mu} \quad (\text{hidden-to-Output})$$

$$\text{mit } \delta_i^{\mu} = g'(\sum_k w_{ik} \xi_k^{\mu})(\varsigma_i^{\mu} - O_i^{\mu})$$

$$\begin{aligned} \Delta w_{jk} &= -\eta \frac{\partial E}{\partial w_{jk}} = \eta \sum_{\mu} \frac{\partial E}{\partial V_j^{\mu}} \frac{\partial V_j^{\mu}}{\partial w_{jk}} \\ &= \eta \sum_{i, \mu} [(\varsigma_i^{\mu} - O_i^{\mu}) g'(\sum_k w_{ik} \xi_k^{\mu}) W_{ij} g'(\sum_k w_{jk} \xi_k^{\mu}) \xi_k^{\mu}] \\ &= \eta \sum_{i, \mu} \delta_i^{\mu} W_{ij} g'(\sum_k w_{jk} \xi_k^{\mu}) \xi_k^{\mu} \\ &= \eta \sum_{\mu} \delta_j^{\mu} \xi_k^{\mu} \end{aligned}$$

$$\text{mit } \delta_j^{\mu} = \sum_i \delta_i^{\mu} W_{ij} g'(\sum_k w_{jk} \xi_k^{\mu})$$

Entscheidungsbäume

Da in den hier analysierten Datensätzen diskrete Qualitätsbewertungen (z.B. „Blech mit Brüchigkeit“ oder „i.O.-Blech“) als Merkmalsausprägungen der Zielklassenvektoren vorliegen, werden Entscheidungsbaumalgorithmen zur Lösung von Klassifikationsproblemen angewendet. Diese definieren im n-dimensionalen Datenraum der untersuchten Prozess- und Materialparameter Trenn- oder Hyperebenen zur Zuordnung dieser

n-dimensionalen Eingangsdatenvektoren zu den jeweiligen Labelklassen (hier: Zuordnung der Datensätze von Blechen und Schmelzen mit und ohne jeweiligem Fehlerbefund) [BFOS83], [Qui84], [PZey]. Das Ergebnis der Klassifikationsbäume sind statistisch geeignete (geeignet im Sinne eines statistischen Maßes wie z.B. einem Mindest-Informationsgewinn der Shannon-Information [Qui84]) Parameter- und Schwellwertangaben anhand derer sich der Vektor der Eingangsattribute bestmöglich einer Zielklasse zuordnen lässt.

Bereits 1984 publizierte J.R. Quinlan den *ID3*-Entscheidungsbaumalgorithmus [Qui84], auf dessen Funktionsweise hier kurz exemplarisch eingegangen werden soll. Dabei wird die Shannon-Entropie bzw. die sogenannte Information nach Shannon als Kriterium für die Hinzunahme bzw. Auswahl von Eingangsattributen und deren Schwellwerten verwendet. Die Shannon-Information für eine Zufallsvariable x , welche mit der Wahrscheinlichkeit $p(x)$ auftritt, ist beschrieben durch: $I = -\log(p(x))$. Die Information I beschreibt also nicht die bekannte Informationsmenge eines Systems oder einer Zufallsvariablen, sondern die Freiheitsgrade eines Zustandes und damit den Informationsgehalt, der mit einer Änderung der Auftretswahrscheinlichkeit $p(x)$ gewonnen oder verloren würde (Grenzfall vollständig charakterisiertes System: $p(x) = 1 \Rightarrow I(p = 1) = -\log(p)|_{p=1} = 0$). Die Entropie S in der Informationstheorie ist definiert (analog der Thermodynamik als Ordnungsmaß eines Systems) als Maß für die Unordnung oder Desinformation eines Datensatzes oder eines Zufallsereignisses. Je mehr Informationen bekannt sind, also je größer z.B. die Anzahl Messungen, desto größer die Wahrscheinlichkeit für das Eintreten eines gesuchten Ereignisses oder Zustands des Systems ($p(x) \rightarrow 1$), desto geringer die noch fehlende Information I und desto kleiner das „Chaos“, die Unwissenheit und damit die Entropie.

$$S = - \sum_{i=1}^n p_i \log(p_i(x)), \quad \text{für } p(x) = 1 \rightarrow S \propto \log(p) = 0$$

Der *ID3*-Algorithmus funktioniert während des Lernens anhand eines Trainingsdatensatzes nach folgendem vom Prinzip und Funktionsverständnis her auf andere Entscheidungsbaumalgorithmen übertragbaren Schema:

- Entweder tritt der Fall ein, dass das multinomial verteilte Klassenlabel in der betrachteten Stichprobe in nur einer Merkmalsausprägung (nur eine Klasse) auftritt. Dann hat der Baum nur ein "Blatt"; bei der Anwendung auf unbekannten Daten würde immer diese eine Klasse vorhergesagt. Oder es tritt die Zielvariable in mehreren Ausprägungen auf (es liegen Datensätze mit unterschiedlichen Klassenlabeln vor). Dann muss eine erste Verzweigung anhand einer der Eingangsattribute vorgenommen werden. Die Auswahl dieser ersten Verzweigung erfolgt über den Informationsgewinn (*information gain*), definiert als

$$Gain = S_{gesamt} - S_{Teil} = S_{gesamt} - \sum \frac{N_{Teil}}{N_{gesamt}} \log\left(\frac{N_{Teil}}{N_{gesamt}}\right),$$

wobei S_{gesamt} die Entropie des Datensatzes unter Betrachtung der relativen Häufigkeiten der Zielklassen als Wahrscheinlichkeit $p(x)$ und S_{Teil} die Entropie nach Aufteilung des Datensatzes anhand eines der Eingangsattribute darstellt.

Der Vergleich des Informationsgewinns ergibt dasjenige Attribut anhand dessen der erste Knotenpunkt des Entscheidungsbaums eröffnet wird. Alternativ kann in einigen Implementierungen des *ID3*-Algorithmus die Entscheidungsregel des Baumes auch nach dem Verhältnis des Informationsgewinns zum Gesamtinformationsgehalt des Splitting-Attributes (sogenannter gain ratio) definiert werden. Gesamtinformationsgehalt des Splitting-Attributes heißt hier die Information der Aufteilung ausgedrückt durch die relative Häufigkeit N_{Teil}/N_{gesamt} der Zielklassenwerte in den Teildatensätzen.

$$GainRatio = \frac{Gain}{-\sum_{Teil} \log(\frac{N_{Teil}}{N_{gesamt}})} = \frac{S_{gesamt} - \sum \frac{N_{Teil}}{N_{gesamt}} \log(\frac{N_{Teil}}{N_{gesamt}})}{-\sum_{Teil} \log(\frac{N_{Teil}}{N_{gesamt}})}$$

- Definiere einen Ast für jeden Wert/ jede Merkmalsausprägung, die das in 1. definierte Attribut am ersten Knotenpunkt im Trainingsdatensatz annimmt. Wenn nach Aufteilung des Datensatzes alle Äste des Entscheidungsbaumes nur noch Datensätze mit einer Klassenausprägung enthalten, beende das Modelltraining. Ansonsten, wiederhole die Aufteilung an jeder Verzweigung des Entscheidungsbaumes erneut analog zum Vorgehen unter Schritt 1. Die Wachstumsrichtung eines *ID3*-Entscheidungsbaumes ist dabei eindimensional monoton wachsend. Bei der Aufspaltung des Datensatzes an einem Knotenpunkt des Baumes wird nicht mit Paralleloptionen hinsichtlich Splitting-Kriterium und Attribut-Wert verglichen oder validiert, sondern die zuerst getroffene Entscheidung bleibt fix, auch wenn der Informationsgewinn oder der „gain ratio“ bei einer anderen Aufteilung gleich gut wären. Diese fortlaufende Aufteilung und Verästelung des Entscheidungsbaums endet erst, wenn alle Endpunkte nur noch Datensätze mit gleichem Klassenlabel beinhalten. Dieser Ablauf der Modellerstellung wird im englischen „greedy“ genannt, da er gierig in eine Richtung erfolgt, ohne nachfolgendes Vergleichen, Zusammenfassen und Zurückschneiden der Verästelungen („pruning“). In Erweiterungen dieses Grundprinzips des *ID3*-Entscheidungsbaumverfahrens, z.B. im *C4.5*-Entscheidungsbaumalgorithmus [Kor01] ist die „pruning“-Option implementiert oder es können Stopp-Kriterien gesetzt werden, die eine zu feine Aufspaltung des Entscheidungsbaums einbremsen und damit auch ein Auswendiglernens des Trainingsdatensatzes verhindern helfen können. Für eine detailliertere Einführung in Entscheidungsbäume und insbesondere in Funktionalitäten und Funktionsprinzip des *ID3*-Algorithmusses empfehlen sich [PZey] und [Nas].

Wichtig bei der Interpretation von Entscheidungsbäumen ist die Berücksichtigung der logischen Gleichwertigkeit (AND - NAND), mit der die Attribute und Schwellwerte entlang eines Astes des Entscheidungsbaums zu verstehen sind. Die isolierte Betrachtung nur eines der Entscheidungskriterien bildet die statistische Klassifikationsregel nur unvollständig ab. Entscheidungsbäume teilen die gesamte Datenmenge in disjunkte Untermengen auf, die jeweils vordringlich einer der Klassen des Qualitätslabels zuzuordnen sind. Dabei gelten die angegebenen Schwellwerte für die auftretenden Eingangsparameter in Kombination, verknüpft durch logische UND-Beziehungen und nicht einzeln und auch die Reihenfolge der Knotenparameter läßt hierbei keinen Rückschluss auf deren Wichtigkeit im beschriebenen (technischen) Prozess zu.

Support Vektor Maschinen (SVM)

Stützvektor-Verfahren sind sowohl für Klassifikationsprobleme, als auch für Regressionsfragestellungen anwendbar. Sie wurden erstmals 1979 [Vap79] zunächst in russisch und 1982 [Vap82] auch in der englischen Übersetzung von Vladimir Vapnik eingeführt. Der Unterschied zu Entscheidungsfunktionen in z.B. simple perceptron-Modellen ist, dass nicht nur eine gleich bleibende boole'sche oder sigmoidale Funktion an einem Punkt eine zumindest lokal orthogonale Trennebene in den Eingangsdatenraum legt, sondern, dass der Lernprozess eine Anpassung der Hyperebene an jedem Punkt bedeutet. Diese kann im Datenraum durchaus nicht zusammenhängend sein, weil die SVM's die Eingangsdaten in einen höherdimensionalen, unter Umständen sogar unendlich-dimensionalen Raum transformieren und so die Problematik der linearen Separabilität umgehen. Neben der Orthogonalitätsbedingung müssen die Punkte der Hyperebene einen wohldefinierten Abstand zu den ihnen am nächsten gelegenen Datenvektoren einhalten. Dieser Abstand, "optimal margin" genannt, ist die Besonderheit der Support Vector Maschinen. Er definiert die optimale Hyperebene und stellt gleichzeitig den Kompromiss zwischen Verallgemeinerungsfähigkeit und Präzision bei der Vorhersage mit einer SVM dar. Abbildung 20 zeigt schematisch die Transformation der Eingangsdaten (hier aufgrund der Darstellbarkeit nur vom 2-Dimensionalen ins 2-Dimensionale) in einen anderen Datenraum, in welchem die Datenpunkte linear separabel, also durch eine Ebene trennbar sind. Die Definition dieser Hyperebene (im Beispiel aus Abb. 20 eine einfache Geradengleichung) erfolgt im SVM-Algorithmus nicht ausschließlich über die Minimierung des Klassifikationsfehlers, sondern über die best mögliche Trennung der Datenpunkte unterschiedlicher Zielklassen bei zusätzlicher Maximierung der Summe der Abstände der Datenpunkte zur Hyperebene, vgl. auch Abb. 20.

Die roten und grauen Punkte mit dem Klasselabel $+1$ und -1 , können ideal durch eine Gerade der Form $w \cdot x + b = 0$ separiert werden, wobei w die Stützvektoren für die Daten in diesem $(x, f(x))$ -Datenraum sind und die Randbedingung $\max(\frac{1}{||w||})$ und damit äquivalent $\min(||w||)$ erfüllt werden soll. Für nichtlineare Zusammenhänge und immer dann, wenn lineare Separabilität nicht zwingend vorausgesetzt werden kann, können mathematische Hilfsmittel aus der klassischen Mechanik zum Einsatz kommen. Die Formulierung von Lagrangefunktionen analog zur Definition von energetischen Zustandsfunktionen in der klassischen Mechanik wird zur Lösung der Optimierungsroutinen der SVMs genutzt. In der klassischen Mechanik beschreibt die Lagrangefunktion die Energie beispielsweise eines Teilchens auf seiner Laufbahn oder eines Pendels während seiner Schwingungs-Bewegung. Mit ihr lassen sich z.B. Ort und Impuls für stationäre Zustände bestimmen, da bei Energieerhaltung dies den energetischen Extrembedingungen entspricht, für welche die Erfüllung der sogenannten Euler-Lagrangegleichungen gilt (die partiellen Ableitungen sind null). Ebendieser Formalismus wird auf das Optimierungsproblem zur Findung optimaler Hyperebenen im Datenraum übertragen. Die Lagrangefunktion L wird als Differenz aus dem Anteil, der den Klassifikationsfehler minimiert $V \propto y(wx + b)$, und dem Anteil, der den Abstand der Hyperebene zu den benachbarten Datenpunkten (den sogenannten Stützvektoren) minimiert $T \propto \frac{1}{2}w^2$, dargestellt $L = V - T$. Unter der Randbedingung der Unzulässigkeit der trivialen Lösung $w, b = 0$, lassen sich so optimale Hyperebenenparameter W und b für den jeweiligen Trainingsdatensatz bestimmen. Bei nicht linearen Zuordnungsfunktionen lässt sich durch Einführung sogenannter Lagrange-Multiplikatoren

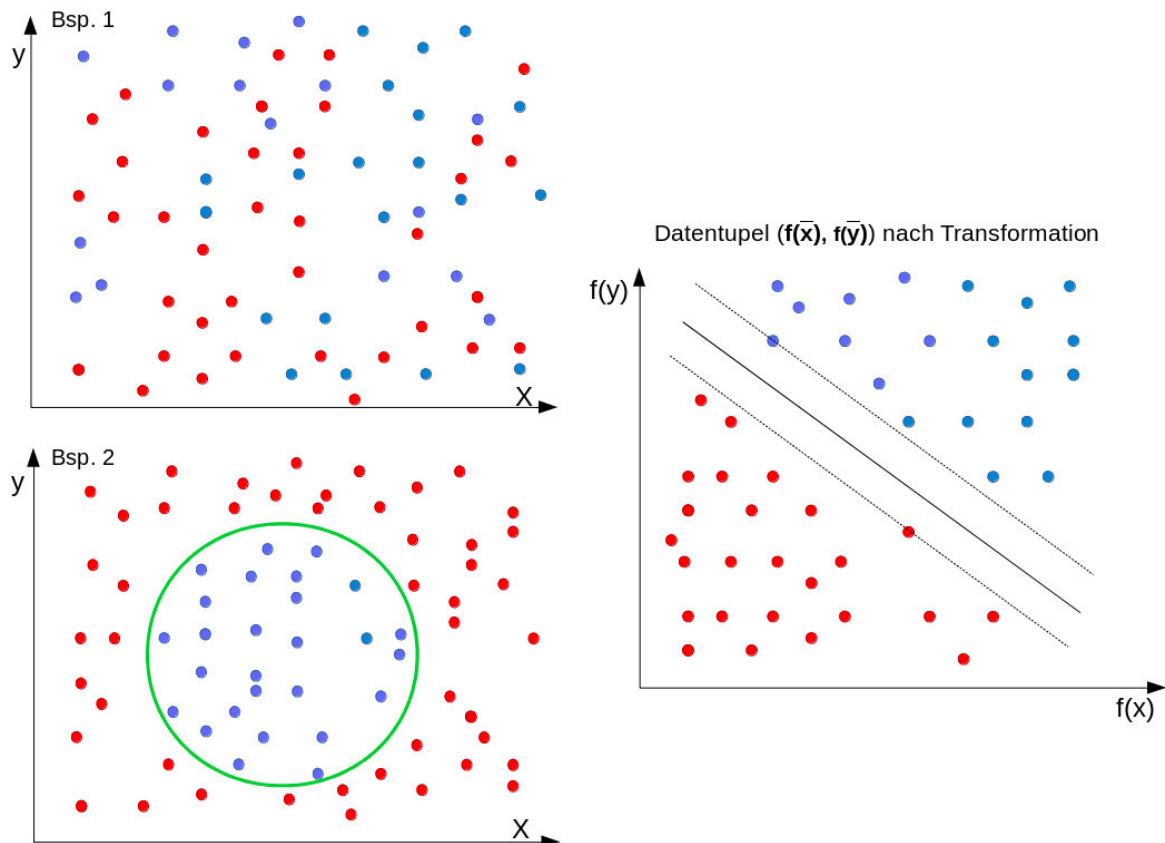


Abbildung 20: Die Klassifikation von Datenpunkten in einem linear separablen Beispiel aus [CV95] ist im unteren Bildteil dargestellt. Die Stützvektoren bestimmen den optimalen Abstand zwischen Inputdatenvektoren der unterschiedlichen Labelklassen. In der oberen Abbildung ist der Vorzug der Transformation in einen höherdimensionalen feature space schematisch dargestellt, welche die lineare Separabilität in diesem höherdimensionalen Eigenschaftsraum erst sicherstellt.

die Einhaltung der Euler-Lagrange-Gleichungen gewährleisten [CCC], [CV95].

Unsupervised learning

Unbeaufsichtigtes Lernen ist die selbständige Klassifikation von Eingangsdaten in sich für das Netzwerk aus den Datenzusammensetzungen ergebende Klassen.

Dadurch wird die Aufgabe der *Multi-Objective-Optimization* (bezeichnet die Optimierung eines Systems nach mehr als einem Gesichtspunkt; z.B. Optimale Gewichtsfunktionen und optimale Netzwerkstruktur) um einige Freiheitsgrade erweitert. Bevor eine Zuordnung zu einer Klasse überhaupt geschehen kann, muss erst einmal eine Auswahl von Eigenschaften, sprich Einträgen in den Eingangsdatenvektoren, getroffen werden (feature-selection) nach denen klassifiziert werden soll und kann. Dies impliziert bereits einen Unterschied zwischen selbständig lernenden Netzwerken und solchen mit einem Lehrer (gelabelter Trainingsdatensatz): Selbständiges Lernen dient der Beschreibung von Datensätzen. Datenreihen-inherente Muster sollen erkannt und festgehalten werden. Beaufsichtigtes Lernen dagegen, soll verallgemeinernde Vorhersagen zu gesuchten Eigenschaften der Daten machen. Diese setzen sich in irgendeiner gearteten Weise aus den Daten zusammen, sind aber zunächst nicht existierender Bestandteil der Datensätze. Der Lernprozess als Ganzes besteht beim unbeaufsichtigten lernen nicht so sehr aus einem Optimierungsproblem, in welchem die Fehler einer Zuordnung minimal sein sollen, sondern aus der Darstellung von evtl. existierenden Zusammenhängen innerhalb des Raums der Eingangsvariablen. Anstatt einer eindeutigen Lösung ist also manchmal die Vorstellung mehrerer Möglichkeiten bei der Klassifikation sinnvoll.

Clustering

Man unterscheidet bei der Gruppenbildung innerhalb der Eingangsdaten nach hierarchischen und partitionierenden Ansätzen. Eine mögliche Prämisse dabei könnte z.B. die sogenannte *Pareto-Optimalität* sein.

Definition: Pareto-Optimalität

Gegeben seien:

X Datenraum, n -dim., $U \subseteq \mathbf{R}$, Abb. $f : U \rightarrow X$

$$x_v \in U, \quad \vec{v} = \vec{f}(x_v) = (v_1, \dots, v_n)$$

$$x_u \in U, \quad \vec{u} = \vec{f}(x_u) = (u_1, \dots, u_n)$$

x_u ist Pareto-Optimal, wenn gilt:

$$\text{es gibt kein } x_v \in U \text{ mit } v_i \leq u_i \text{ oder } v_i < u_i, \quad \forall i = 1, \dots, n$$

Oder anders: \vec{u} ist optimal nach pareto, wenn kein \vec{v} existiert, welches \vec{u} dominiert:

$$f(\vec{v})_i \leq f(\vec{u})_i$$

$$f(\vec{v})_i < f(\vec{u})_i.$$

Definition: Cluster

Sei X der Raum der Datenpunkte, jeder Eintrag eines Datenvektors sei $x_i \in X$. Ein Cluster ist dann eine Teilmenge von X , mit

$$C_k \subseteq X$$

$$C_k \cap C_l \neq \{\emptyset\} \Rightarrow C_k = C_l$$

$$\bigcup_{k=1}^N C_k = X, \quad \text{für } N \text{ Cluster}$$

Viele Clustering-Algorithmen basieren auf der Definition eines Distanzmaßes zwischen den Punkten im Datenraum. Die Extrema dieser Distanzmaße definieren dann oftmals die Zugehörigkeit zu einem Cluster.

- K-means-Clustering

Der K-means-Clustering Algorithmus benutzt die euklidische Norm (2-dim. Spezialfall der p-Norm) und die dadurch induzierte Metrik

$$d(\vec{x}_i, \vec{x}_j) = \sqrt{\sum_{m=1}^M (x_{i_m} - x_{j_m})^2}$$

mit $\vec{x}_{i,j}$ = Datenvektoren, M-dim.

(2)

Durch das Funktional:

$$W_d = \sum_{k=1}^N \sum_{\vec{x}_i \in C_k} \sum_{\vec{x}_j \in C_k} d(\vec{x}_i, \vec{x}_j)$$

werden die Cluster definiert. Minimiert man W_d , maximiert man den Abstand von Datenpunkten unterschiedlicher Cluster. Dazu macht man sich zu nutze, dass W_d sich in quadratischer Form auch schreiben läßt als³:

$$W = \sum_{k=1}^N \sum_{x_i \in C_k} \sum_{m=1}^M (x_{i_m} - c_{k_m})^2$$

$$\text{mit } c_{k_m} = \frac{\sum_{x_i \in C_k} x_i}{|C_k|}$$

Das c_{k_m} wird als Mittelpunkt von C_k bezeichnet und gibt die kleinste Distanz aller Datenpunkte in diesem Cluster an. Die k-means Methode funktioniert nun so, dass zunächst wahllos Punkte aus dem Datenraum X als Mittelpunkte der Cluster gewählt werden und diesen Zentren dann die ihnen am nächsten liegenden Datenpunkte zugeordnet werden. Stehen die ersten Cluster fest, wird c_{k_m} neu berechnet, als kleinste Distanz aller Datenpunkte innerhalb des Clusters, und dann eine neue Zuordnung zu diesen neuen Cluster-Mittelpunkten vorgenommen. Diese Schritte wiederholen sich so oft, bis keine Änderung mehr in der Zuteilung auftritt oder ein zeitlicher Schwellwert bzw. eine bestimmte Anzahl an Rechenschritten erreicht ist.

3 Ergebnisse

Der Aufbau des Ergebniskapitels folgt einer inhaltlichen Zweiteilung in statistische Betrachtungen u.a. mittels modellfreier Modellierung zur Generierung von Hinweisen auf potentielle Einflussfaktoren für den betrachteten Fehler Brüchigkeit/ Schalenfehler

³s.[7]

und einem thermodynamischen und metallurgischen Prozess- und Werkstoffmodellierungsteil. Letzter dient der Plausibilisierung, Validierung, Falsifizierung der Hinweise aus den statistischen Analysen bzw. zur Identifikation weitergehender Einflüsse und implizierter Abhängigkeiten. Jedes Unterkapitel sowie das Zwischenfazit des Ergebnisteils wird im Hinblick auf die Beantwortung der formulierten Thesen diskutiert. 8

3.1 Fehlercharakterisierung

In diesem Abschnitt werden Begrifflichkeiten wie Fehlerbezeichnungen und Fehlerklassen zur Fehleransprache und -charakterisierung so definiert, wie sie im weiteren Verlauf dieser Arbeit verwendet werden und zu verstehen sind. Diese Konvention wird in Abhängigkeit der oberflächlichen und mikroskopischen Fehlerausprägung repräsentativer Beispielproben gewählt, zu aus der einschlägigen Literatur bekannten Begriffsdefinitionen und Fehleransprachen in Bezug gesetzt (in den Kontext eingeordnet) und an das bei den beteiligten Produktionsbetrieben übliche Vokabular angelehnt.

Im letzten Teil dieses Kapitels werden die Definitionen der Qualitätslabel für die statistischen Untersuchungen und physikalischen Modellentwicklungen gegeben.

3.1.1 Fehlercharakterisierung - Begriffsdefinition

Die am häufigsten im Zusammenhang mit den hier betrachteten Grobblechfehlern genannten und substitutiv mit gleicher, ähnlicher oder missverständlich im Detail unterschiedlicher Bedeutung verwendeten Fehlerdefinitionen sind allgemein zunächst „Brüchigkeit“ und „Schalen“ oder „Schalenfehler“ [Etz12], [Gmb12], [Sal12], [Gmb11] Dabei ist der Begriff Brüchigkeit oder Schalenfehler in sowohl den betrieblichen Kontext und der damit verbundenen Nomenklatur zur Fehlerbeschreibung und Klassifizierung einzuordnen, als auch in den wissenschaftlichen Kontext und sich im Literatur-Kanon wiederfindende Bezeichnungen und Definitionen dieses Fehlertypus.

Die folgenden Fehlerbilder mit ihren unterschiedlichen Attributen und Charakteristiken werden mit der Definition Schalenfehler belegt:

Schalenfehler bezeichnen an der Materialoberfläche nach dem Grobblechwalzen sichtbare Fehler, die eine gewisse Ausdehnung in Walzrichtung besitzen und in Ihrer Ausprägung und Tiefe in der Größenordnung $O(10^{-6}m)$ bis $O(10^{-3}m)$ auftreten. Als Einzelfehler oder Einzelfehler-Verkettung kann die Verteilung von Schalenfehlern sowohl an Blechanfang und -ende, als auch in der Blechmitte in Streifen und flächiger Verteilung beobachtet werden. Bei metallografischer und metallkundlicher Untersuchung von Schliffproben können in Schalenfehlern (auch gleichen makroskopischen Erscheinungsbildes) mikroskopische Unterscheidungen hinsichtlich gefundener Oxide von Legierungs- und Begleitelementen des Stahls, Belegung der Fehlerflanke mit Eisenoxidschichten unterschiedlicher Oxidationsstufen (Wüstit, Haematit, Magnetit) und Schichtdicke sowie dem Auftreten punktförmiger Oxide sauerstoffaffiner Legierungs- und Begleitelemente einseitig oder zu beiden Seiten der Fehlerflanke getroffen werden. Der Fehlerverlauf von der Blechoberfläche in das Material hinein kann unterschiedliche Ausprägungen annehmen. Die häufigst gefundene Form erinnert an einen Riss, der sich in das Materialinnere hinein verjüngt und dabei einem Sichelförmigen Verlauf bis hin zur Rissspitze folgt. Je nach Fehlertiefe kann die Materialtrennung relativ breit

mit einer starken Zuspitzung zu einem End- oder Ursprungspunkt des Schalenfehlers hin verlaufen oder parallel zur Blechoberfläche in langgezogener Form sehr schmal zu einer langen Risspitze hin zulaufen. Der Übergang von der Risspitze zum intakten Grundmaterial ist bei einigen der untersuchten Proben schwierig genau festzulegen, da die sehr feinen Risspitzen in die Korngrenzen übergehen und der Punkt kritischer Korngrenzen-Weitung visuell schwer auszumachen ist. In Teilen der untersuchten Schlißbilder sind auch Entkohlungen, insbesondere in der Stahlmatrix im oberflächenzugewandten Materialbereich nachweisbar.

Grobblech MGB \Leftrightarrow Brüchigkeit ILG \Leftrightarrow Schalenfehler Warmband Im Salzgitter-Konzern werden in den beiden Grobblechwalzwerken und im Flachstahlbereich unterschiedliche Termini zu Fehleransprache und Klassifizierung von Brüchigkeiten bzw. Schalenfehlern verwendet. Ein Übersetzungsschlüssel wurde anhand der Merkmale der jeweiligen Fehlerklassen der drei Werke erstellt. Dabei ist die Zordnung nicht uneindeutig, da die makroskopischen Befunde eine der Auflösung geschuldete Unschärfe bei der Fehlercharakterisierung mit sich bringen. Für die Fehlerursachen-Erforschung lassen sich nur grobe Fehlerklassen-Aufteilungen, wie sie im VDEh-Katalog für Flachstahlprodukte vorgenommen werden, sinnvoll machen. Eine weitere Differenzierung kann nur nach mikroskopischer Untersuchung erfolgen, bzw. als Ergebnis einer statistischen Analyse als Vorhersage der wahrscheinlichsten Fehlerart für die jeweilige Prozessparameterkombination der betrachteten Bleche durchgeführt werden.

Zusammenfassung Vergleich Warmband-Schalenfehler vs. Grobblechbrüchigkeiten Die metallographischen Bilder von Schalenfehlern an Warm- und Kaltband und den Brüchigkeitsfehlern am Grobblech ähneln sich bei lichtmikroskopischer Betrachtung mit starker Vergrößerung (1000fache Vergrößerung) hinsichtlich Fehlerauslauf, Oxidbelag im Bereich der Materialtrennung, der teilweise auftretenden punktförmigen Oxidation um die Fehlerflanken herum sowie in der Form des Fehlerver- und -auslaufs. Bei Vernachlässigung von Unterschieden bei Stahlmarken und Prozessroute sehen einige metallographische Schlißbilder von Schalenfehlern am Bandstahl und Grobblech-Brüchigkeit nahezu identisch aus. Unterschiede in den Schlißbildern gibt es bei der Fehlertiefe und Größe. So haben einige Brüchigkeitsfehler / Schalenfehler am Grobblech auch im Schlißbild eine Fehlertiefe und Ausdehnung in der Größenordnung von $[mm]$, wohingegen Schalenfehler in der Mehrzahl zwar länger gestreckt im Schlißbild erscheinen, die Materialtrennung und Tiefe der Fehler jedoch eher im Bereich von $[\mu m]$ liegt. Weitere Unterschiede zwischen den metallographischen Bildern der Schalenfehler am Breitband und Grobblech liegen vor beim Gefüge -das Grobblechgefüge ist grobkörniger-, bei der Oxidschichtdicke im Fehlerbereich -diese ist mehrheitlich dicker beim Grobblechfehler als am Warm- und Kaltband- sowie bei der Größe der nichtmetallischen Einschlüsse, so diese den im Fehlerbereich nachweisbar sind, -diese sind größer am Grobblech als am Bandstahl. Ähnlich sind bei Schalenfehlern oder Brüchigkeiten an Grobblech und Bandstahl die Stärke und Breite einer Entkohlung, mehrheitlich im Fehlerdeckel, sofern diese Auftritt und die Fehlerform bei arteigenen Überwalzungen, wobei hier auch die Gefügeunterschiede zwischen Matrix und eingewalztem Material von vergleichbarer Größenordnung (Korngröße, Entkoh-

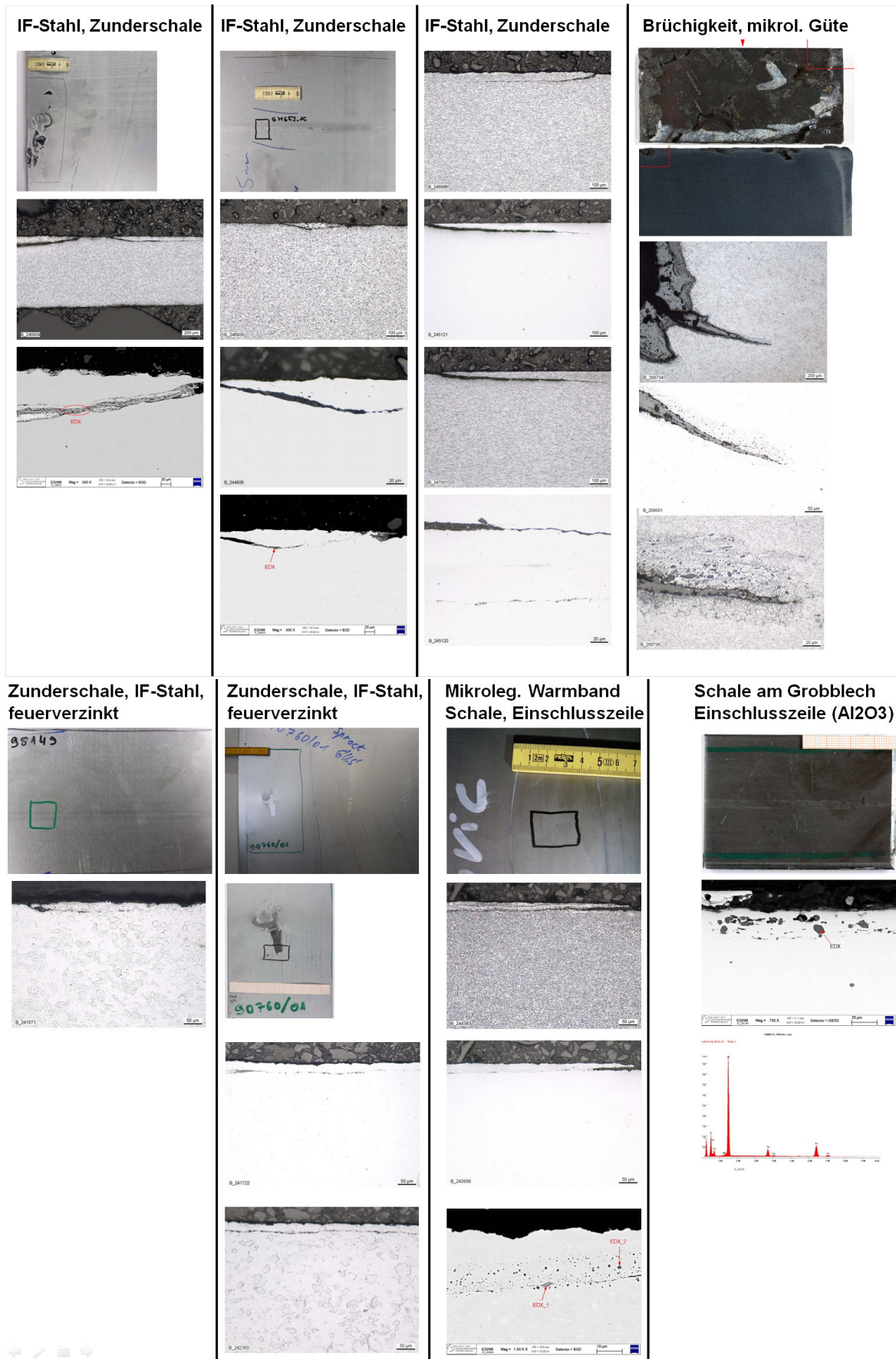


Abbildung 21: Einige exemplarische makro- und mikroskopische Bilder von Schalenfehlern auf Flachstahl und Brüchigkeit am Grobblech.

lung) am Grobblech und Bandstahl sind. Das makroskopische Fehlerbild ist in der Mehrzahl der betrachteten Fälle bei Brüchigkeiten unterschiedlich von dem bei Schalenfehlern auf Warm- und Kaltband. Aufgrund des unterschiedlichen Umformgrades und der ausschließlich reversierend durchgeführten Walzung bei der Grobblechherstellung im Gegensatz zum in eine Richtung ablaufenden Fertig- und späteren Kaltwalzen, ist es nicht abwegig anzunehmen, die makroskopische Ausprägung von Brüchigkeiten am Grobblech entspräche derer von Warmbandschalenfehlern, wenn vorgeschädigte Grobbleche analog einem Vorband vergleichbarer Dicke durch eine Warmwalzfertigstraße prozessiert würden. Die Untersuchungen in Abschnitt xyz legen dies ebenfalls nahe.

In 23, 24, 25 sind einige charakteristische mikroskopische und makroskopische Fehlerbilder von Brüchigkeiten am Grobblech und Schalenfehlern auf Flachstahl vergleichend dargestellt. Es sind deutlich die Ähnlichkeiten in der mikroskopischen Ansicht erkennbar. Diese Ähnlichkeiten sind bei Fehlern, bei denen Nichtmetallische Einschlüsse gefunden wurden genauso zu finden, wie bei Fehlern, die eine Zunderbelegung an der Fehlerflanke und ein- oder beidseitige Säume innerer Oxidation aufweisen. Die Grobblechfehler scheinen im Vergleich zu den Warmbandfehlern grober und hinsichtlich Risstiefe und -breite stärker ausgeprägt. Auch der Zunderbelag im Bereich der Materialtrennung ist in den betrachteten Schliffbildern der Grobblechproben stärker als bei den Flachstahlproben. Die Versuche an mit Inlays versehenen Brammenstücken zeigen, dass beim reversierenden Warmwalzen und Kaltwalzen mit wachsendem Umformgrad die in allen Fällen auffindbaren Schalenartigen Fehler feiner werden. Es liegt daher der Schluss nahe, ein Brüchigkeitsfehler am Grobblech werde mit zunehmender Umformung zunehmend in die Länge gezogen und nähme schließlich makroskopisch ähnliche Ausprägungen wie Schalenfehler am Bandstahl an. Die Differenzierung in Fehler mit nichtmetallischen Einschlüssen und mit Zunderbelegung sowie innerer Oxidation wird aufgrund der zumindest durch das Vorhandensein nichtmetallischer Einschlüsse für diese Fehler möglichen Ursachenzuordnung vorgenommen. Im Gegensatz zu Flachstahlfehlern sind bei der Grobblechproduktion Brüchigkeiten aufgrund von nichtmetallischen Einschlüssen eher die Ausnahme [SDD10]. Untersuchungen [MP02] stellen die plausibel erscheinende Hypothese auf, dass aufgrund des geringeren Gesamtumformgrades die Toleranz des Blechs gegenüber Einschlüssen höher ist, da ebendiese während der Umformung nicht so stark an die Oberfläche wandern und dort zu lokalem Materialversagen und Schalenfehlern oder Brüchigkeit führen wie an Flachstahl.

Der Verein Deutscher Eisenhüttenleute (VDEh) hat in seinem „*Arbeitskreis Schalenfehler*“ einen Klassifikationsbaum ausgearbeitet [Etz12], der zur Vereinheitlichung der Fehleransprache bei der metallographischen Untersuchung von Schalenfehlern im weiteren und engeren Sinne an Warmbreitband- und Kaltfeinblechproben dienen soll. Insgesamt werden die folgenden Schalenfehlergruppen in 22 unterschieden: Zunderschalen, Schalen mit nichtmetallischen Einschlüssen im Fehlerbereich und andere Oberflächenfehler, worunter Einwalzungen und bei der Ultraschallprüfung als Dopplung angezeigte Materialtrennungen wie z.B. Argonblasen, Löcher („voids“) gefasst sind. Die Zunderschalen sind unterteilt in Zunderschalen mit punktförmiger innerer Oxidation, Zunderschalen mit Eisenoxid der unterschiedlichen Oxidationsstufen nur im Bereich der Materialtrennung und nicht in der umgebenden Matrix sowie Zundereinwalzungen. Die Schalenfehler mit nichtmetallischen Einschlüssen, meistens nachweisbar als

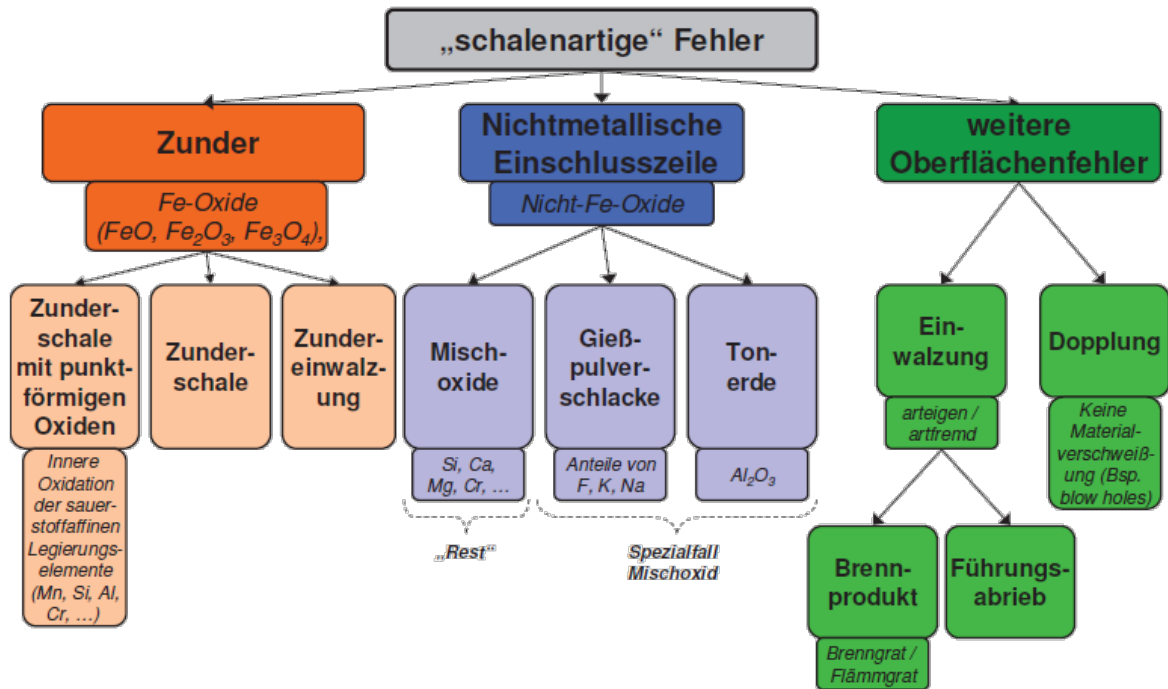


Abbildung 22: Klassifikationsbaum nach VDEh-Arbeitskreis Schalenfehler zur einheitlichen Fehleransprache, systematischen Zuordnung zu den festgelegten Schalenfehlerklassen und somit zur groben Entstehungsortzuordnung, bei den Proben wo Indizien wie z.B. der Nachweise von Gießpulverschlacke oder Einwulzungen diese ermöglichen.

oberflächenparallel verlaufende Zeile bis in die Risspitze des Schalenfehlers hinein und teilweise noch als Fortsatz derer in das Material hinein, werden nach der Konvention des VDEh aufgeteilt in Schalenfehler mit Gießpulverschlackeeinschlüssen, Tonerdezeilen und nicht genauer differenzierbarer anderen Mischoxiden. Letztere Gruppe lässt sich zweifelsfrei dem Stahlwerks als Entstehungsort zuordnen. Ebenso lassen sich Einwulzungen dem Walzprozess als Entstehungsort zuordnen. Unklar bleibt jedoch auch hier welche Bedingung im jeweiligen Prozess zur Fehlervermeidung konkret in welcher Größenordnung geändert werden muss; z.B. was kritische Kombinationen von Schlackenmengen, Spül-, Ruhe- und Abstichzeiten bei den sekundärmetallurgischen Behandlungsschritten sind, um eine ausreichende Abscheidung der Schlackenpartikel zu gewährleisten.

Im Vergleich zu den Grobblechbrüchigkeiten treten in der Mehrzahl der Fälle Fehler der Kategorie Zunderschalen des VDEh-Katalogs auf. Dies belegen auch die in Abb. 24 vergleichend dargestellten metallographischen Schlibfbilder von Grobblechbrüchigkeitsfehlern und Warmband-Schalenfehlern.

Aufgrund der makroskopischen Unterschiede im Fehlerbild und der mikroskopischen Ähnlichkeiten mit den im VDEh für Flachstahl erarbeiteten differenzierten Fehlergruppen, wird in den hier durchgeführten Analysen und dem vorliegenden Text die Nomenklatur des Grobblechwalzwerks verwendet und an den Stellen, wo eine Verschränkung mit Fehlerbild und möglichem Entstehungsort und -mechanismus der Flachstahl-Schalenfehler nach der VDEh-Fehleransprache vorliegt, auf übertragbare Erkenntnisse mit einem Verweis auf die potentielle Relevanz für die Flachstahlschalenfehler einge-

gangen bzw diese in der Ergebnisdiskussion aufgegriffen. Die Fehleransprache ist im folgenden „Brüchigkeit“ in allen Fällen, in denen der makroskopische Befund den betrachteten Prozessdaten gegenübergestellt wird und in denen die Auftrittswahrscheinlichkeit des Gesamt-Fehlers Brüchigkeit mit seinen unterschiedlichen Erscheinungsformen und mikroskopischen Unterschieden betrachtet wird. Bei der Differenzierung des Qualitätslabels „Brüchigkeit“ in nach metallographischem Befund unterteilten Fehler-Unterklassen werden die Begrifflichkeiten des VDEh verwendet und nach Zunderschalen bzw. Brüchigkeiten mit und ohne innere Oxidation ein- und beidseitig der Fehlerflanke sowie Brüchigkeiten mit nichtmetallischen Einschlüssen und Einwalzungen unterschieden. Ultraschallbefunde, die eine Zuordnung der Brüchigkeiten zur Fehlerklasse „Dopplungen“ bzw. weiterer Einschlüsse erlaubten sowie Wasserstoffversprödungen traten bei Verknüpfung der Ultraschalldaten mit den makroskopischen und mikroskopischen Fehlerbefunden nicht auf bzw. konnten in keiner der untersuchten Brüchigkeitsproben nachgewiesen werden und sind daher nicht Bestandteil der hier durchgeführten Untersuchungen.

Der visuelle Vergleich der lichtmikroskopischen Untersuchungsergebnisse zeigt zwar gewisse Ähnlichkeiten und Abgrenzungsmerkmale der unterschiedlichen Fehlertypen, jedoch keine absolut gleichen Eigenschaften hinsichtlich Form, Größe, Dimension oder Verteilung von geometrischen Formen im Bildausschnitt, s. Abb. 23, Abb. 24. Automatische Bildanalysemethoden zur Identifikation von Formen, Kanten, Anfitten von Fehlerverläufen und Abgrenzungsbereichen wie z.B. Rissflanken oder Übergängen von Matrix zu Zunder scheinen daher nicht zielführend zur automatischen Generierung eines Qualitäts-Labels für eine automatische Fehlertypenzuordnung und systematischen Verknüpfung mit und Auswertung von Prozessbedingungen zur Fehlerursachenforschung.

Es wird daher der Versuch unternommen, durch Berechnung geeigneter Repräsentanten aus den Bilddaten Kennwerte zu schaffen, die sich zunächst mit den beschriebenen Fehlerklassen (mit/ ohne innere Oxidation, Zunderschale oder Einschlusszeile) in Verbindung bringen lassen und anschließend durch die Anwendung auf eine Stichprobe von metallographischen Schlibfbildern zur Erstellung eines Qualitätslabels für die automatische Prozessdatenanalyse verwendet werden kann.

Ergebnisse Schlibfbildanalyse Mittels Verfahren der automatischen Bildanalyse werden aus den Schlibfbildern unterschiedlicher Schalenfehler Kennwerte und Verteilungsfunktionen der Bildeigenschaften wie Grauwertistogramme zur objektiven, standardisierten Bild- und damit Fehlerklassifikation ermittelt. Das Vorgehen und die Zusammenfassung der Ergebnisse anhand charakteristischer Beispiele je Schalenfehlerklassen sind in den Abbildungen Abb. 26, Abb. 28, Abb. 23 dargestellt.

Als charakteristische Kennwerte zur Reduktion der Bilddaten auf repräsentative Eigenschaften nach denen eine Differenzierung der Schalenfehler und insbesondere einiger ihrer auch visuell erkennbaren Merkmale wie Zundermenge im Fehlerbereich, punktförmige Oxide, deren Menge und Tiefe ein- oder beidseitig der Materialtrennung /der Fehlerflanke erfolgen kann, werden die *Entropie*, die *schwarz-weiß-Flächenanteile* (black-white area) sowie markante Punkte der Grauwert-Häufigkeitsverteilungen verwendet, wie z.B. Modalwert, Fläche unter einem kontinuierlichen Kurvenfit des diskreten Grauwertistogramms im Bereich der Hauptmaxima.

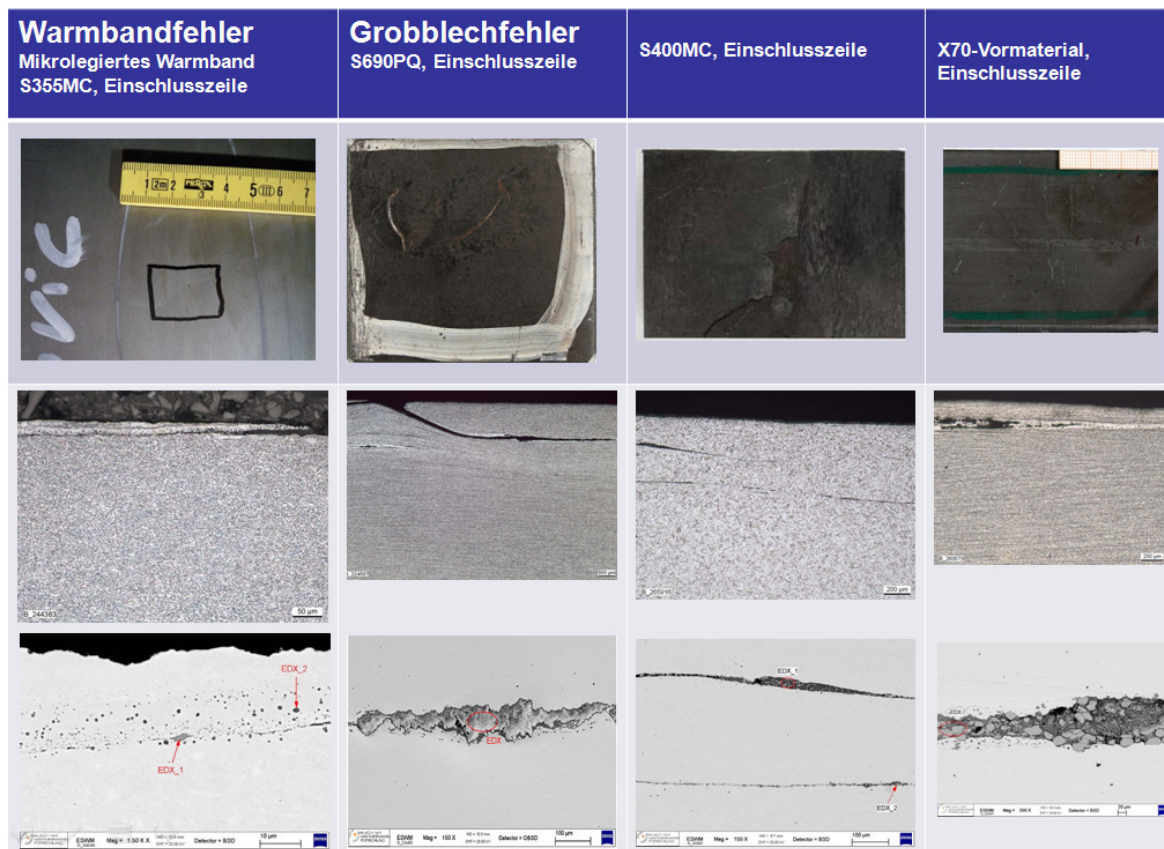


Abbildung 23: Vergleich ausgesuchter Beispielfehlerbilder einer Warmband- und vierer Grobblechproben mit nichtmetallischen Einschlusszeilen.



Abbildung 24: Vergleich ausgesuchter Beispielfehlerbilder. Zum einen ist ein Warmbandzunderschalenfehler und Grobblechzunderschalen/-Brüchigkeiten unterschiedlicher Ausprägungen dargestellt.

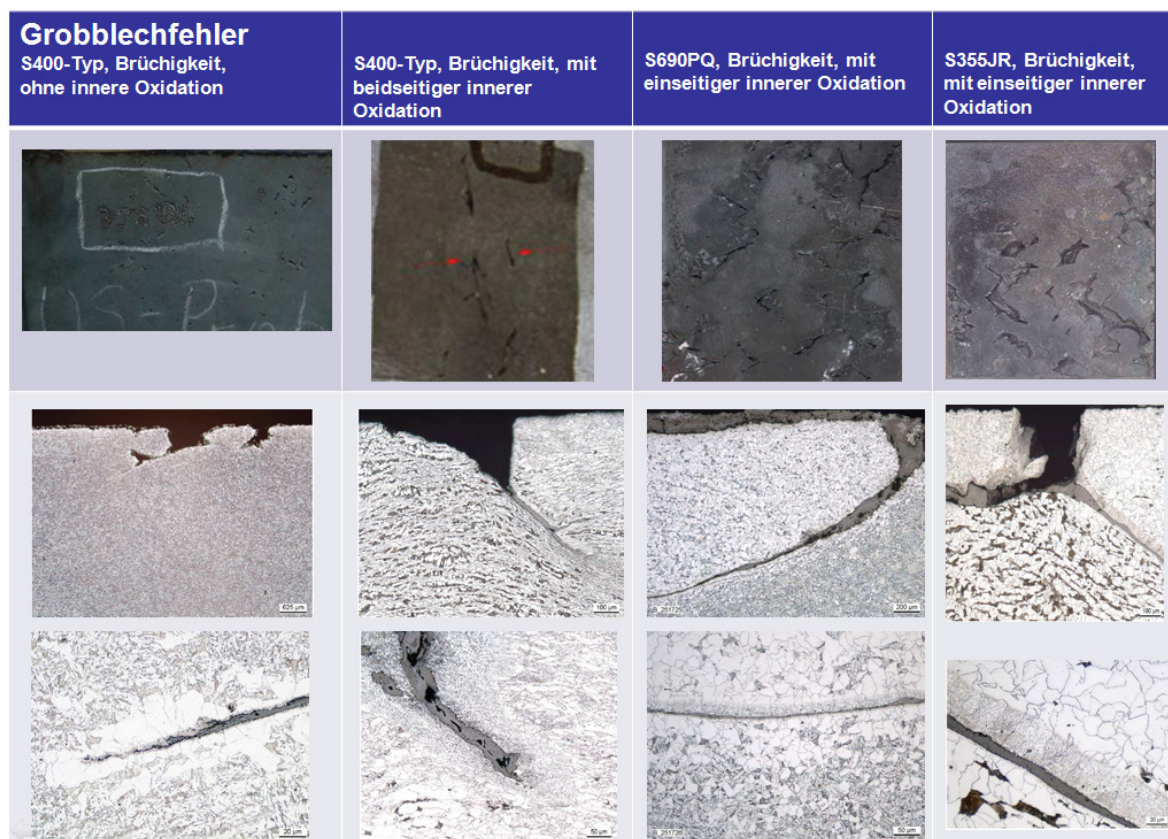
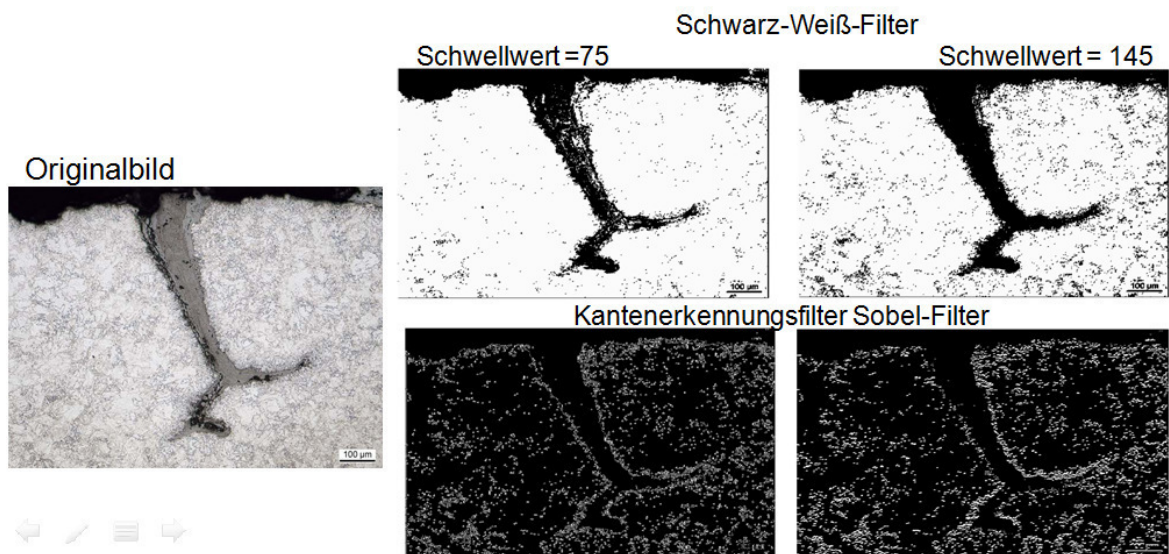
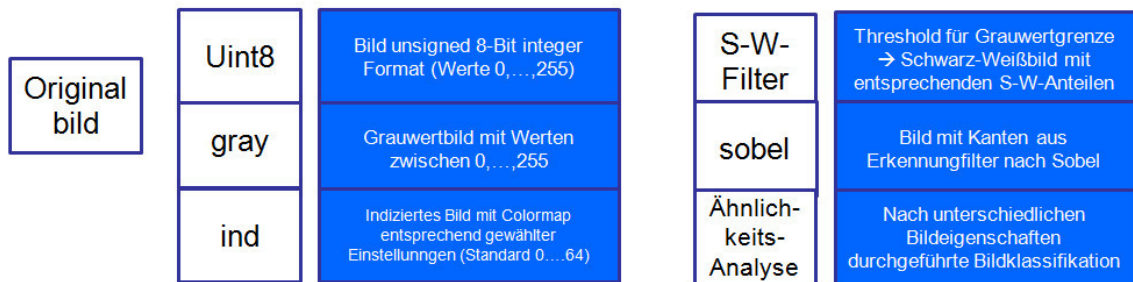


Abbildung 25: Vergleich ausgesuchter Beispielfehlerbilder. Es sind Grobblechzunder-
schalen/-Brüchigkeiten unterschiedlicher Ausprägungen dargestellt.



% Matlab / Octave Code zur Bildanalyse

--

```

bild1=imread('test.jpg'); % Laden des zu bearbeitenden Bildes (jpg, png, ...)
bild2=uint8(bild1); % Konvertieren in ein uint8-Bild
bild3=rgb2gray(bild2); % Konvertieren in ein Grauwertbild
bild4=gray2ind(bild3); % Indizierung der Grauwerte
%%%%%% Kantenerkennungsfunktionen:
edge(bild, "sobel", 50) % Kantenerkennung für Graustufenbilder,
% weitere Filtertypen sind z.B. "prewitt", "roberts", "zerocross", "log", "canny"
% und es kann ein threshold für jeden dieser Filtertypen als drittes Argument ergänzt werden
% alternativ: imfilter(bild, fspecial("sobel")) für .jpg-Dateien
% Manuelle Grauwert-Threshold-Definition: Wenn bei einem .jpg-Bild die Operation
'bild5=im2bw(bild, threshold)' ausgeführt und anschließend
'imfilter(bild, fspecial("sobel"))' angewendet wird, werden die Ecken des Schwarz-Weißbildes gut erkannt.
bild5=im2bw(bild, threshold); % Hier muss "bild" ein Image sein und "threshold" zwischen 0,...,1 liegen

```

Abbildung 26: Schematischer Ablauf und beispielhafte Ergebnisbilder der jeweiligen Bildverarbeitungsschritte sowie zugehöriger Octave-/Matlab-Code zur Erzeugung selbiger.

% Matlab / Octave Code zur Bildanalyse

--

```
bild1=imread('test.jpg'); %Laden des zu bearbeitenden Bildes (jpg, png, ...)
bild2=uint8(bild1); %Konvertieren in ein uint8-Bild
bild3=rgb2gray(bild2); %Konvertieren in ein Grauwertbild
bild4=gray2ind(bild3); %Indizierung der Grauwerte
entr=entropy(bild4); %Berechnung der Entropie
bwabild3=bwarea(bild3); %Berechnung der schwarz-weiß-Flächenanteile
histbild3=hist(bild3); %Bestimmung des Grauerthistogramms
csvwrite('hist2082_2.dat',hist20821); %Export der Grauerthistogrammdatei für weitere Analysen
%%%%plotten des 3D-Grauerthistogramms
z=linspace(1, length(hist20821), length(hist20821));
y=linspace(1, 255, rows(hist20821));
surf(y,z,hist20821');
hold on
xlabel("Grauwertklassen [a.U.]");
ylabel("Bildlänge in Pixel", 'rotation', 35);
colorbar();
title("Grauerthistogramm vom Schliffbild des Fehlers");
hold off
print('M2082_2Hist3D.PNG'); %Speichern des Diagramms

%%%%plotten des Standard-2D-Grauerthistogramms
hist(M20243);
print('M2024_5Hist.PNG'); %Speichern des Diagramms
--
```

Abbildung 27: Octave/Matlab-code mit der die Bildkonvertierung durchgeführt sowie die in den unteren Bildabschnitten dargestellten Grauerthistogramme und Kennwerte erzeugt werden

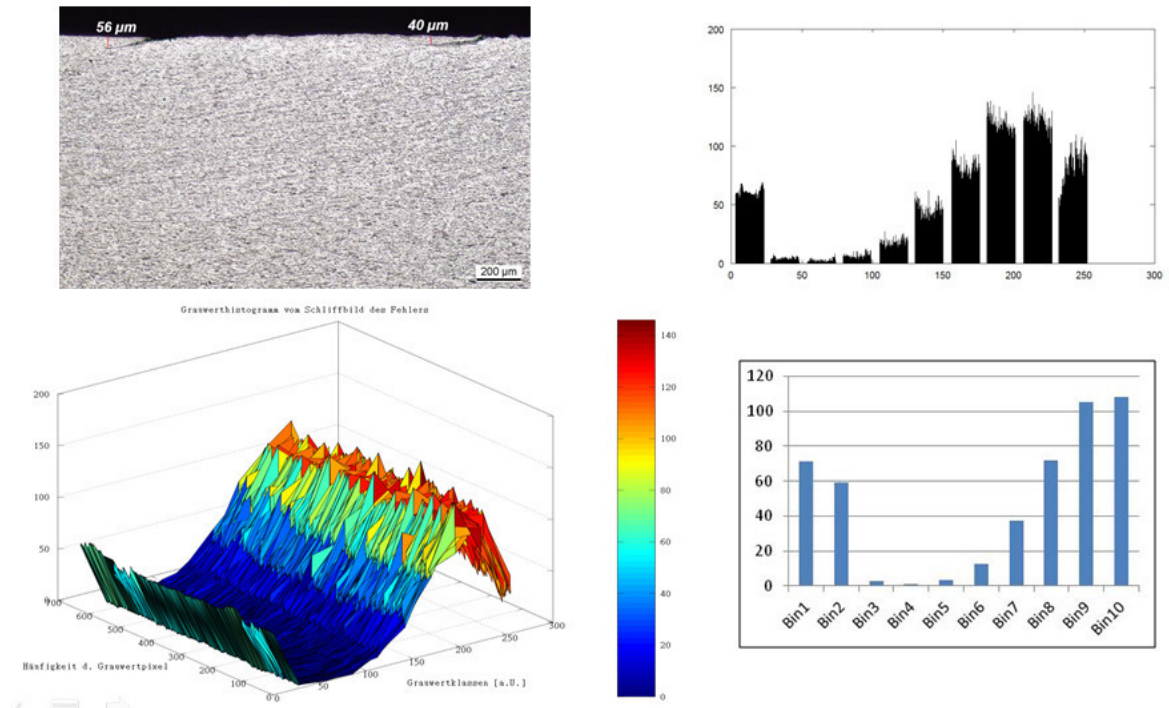


Abbildung 28: Beispielhafte Zusammenstellung der mittels des in 27 dargestellten Octave-Codes erzeugten Bilddaten und 2D- sowie 3D-Grauwerthistogramme.

Fehlertyp	Bild	Entropie, BWA		Histogramm
Zunderschale/ Brüchigkeit mit Zunder, einseitige innere Oxidation	M1367	-7.93E+07	297940.0	
		-8.67E+07	297950.0	
Brüchigkeit mit Nicht- metallischer Einschluss- zeile	M2591	-6.99E+07	151340.0	
		-1.025E+08	297933.0	

Abbildung 29: Vergleich von Entropien, Schwarz-Weißflächenanteilen und 2D-Grauwerthistogrammen für zwei unterschiedliche Brüchigkeitsfehlertypen. Es werden die Bildkennwerte und Histogramme einer „kalssischen“ Zunderschale mit einem Brüchigkeitsfehler, in dem eine nichtmetallische Einschlusszeile detektiert wurde verglichen.

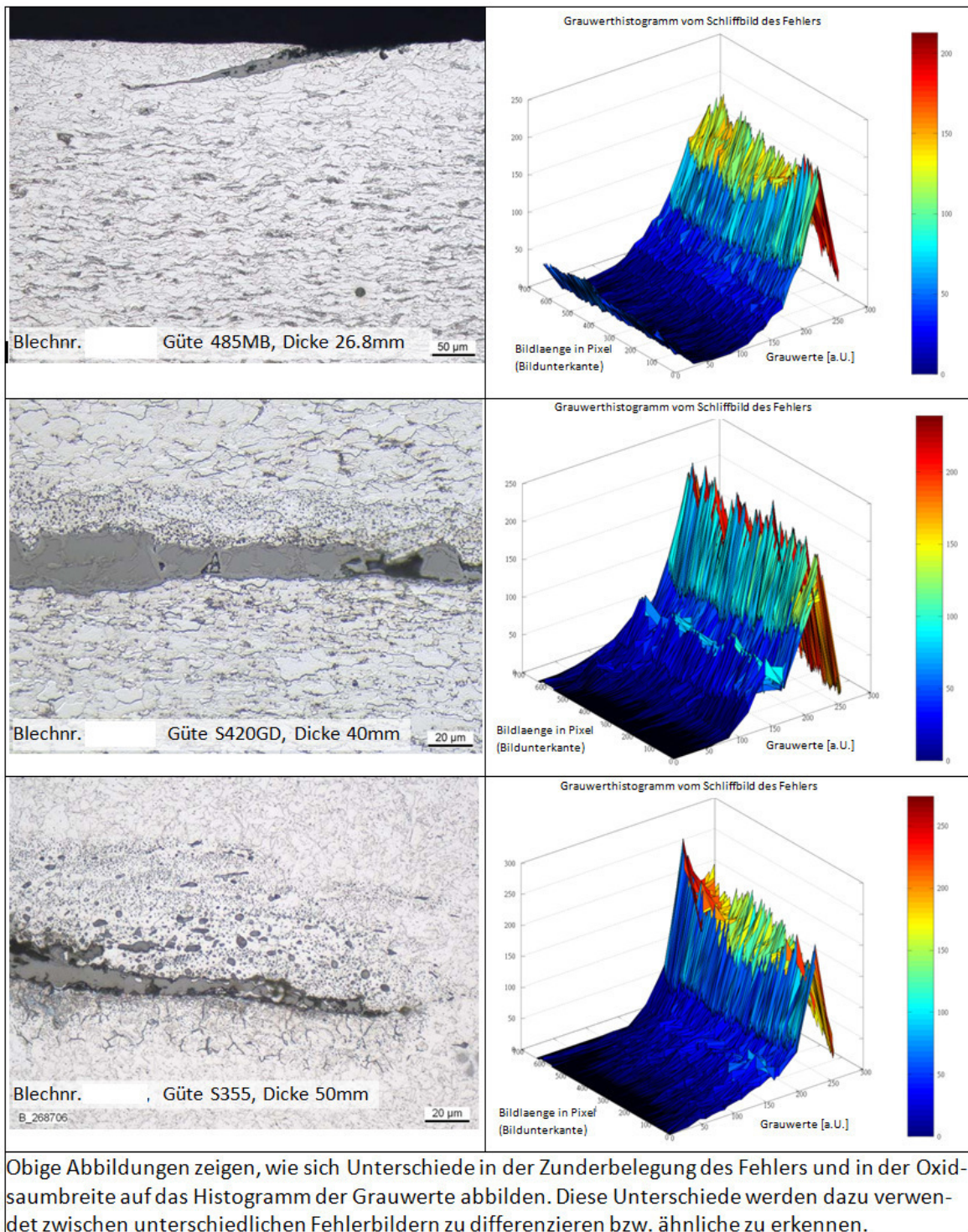
Die Entropie in der Bildverarbeitung ist definiert als auf 1 normierte Summe der Grauwerthäufigkeiten multipliziert mit der Anzahl von Grauwerten [Krü06]. Sie wird in der Bildverarbeitung oftmals zur Kontrasterhöhung und Helligkeitsoptimierung verwendet [Man00], [Neu05b]. Ist die Entropie eines Bildes hoch, ist dieses eher dunkel und in der Bildverarbeitung könnte es zielführend sein, durch Korrektur der Entropie die Pixel systematisch in ihrem Wert zu erniedrigen und somit das Bild heller zu machen. Übertragen auf die Brüchigkeitsfehler im Schliffbild bedeutet eine hohe Entropie mehr dunkle Bildanteile. Die Idee ist es stark verzünderte, u.U. in Bezug auf die Fehlerfläche größere Materialtrennungen und mit Oxiden belegte Fehlerstellen von eher „hellen“ Fehlern über die Entropie zu unterscheiden.

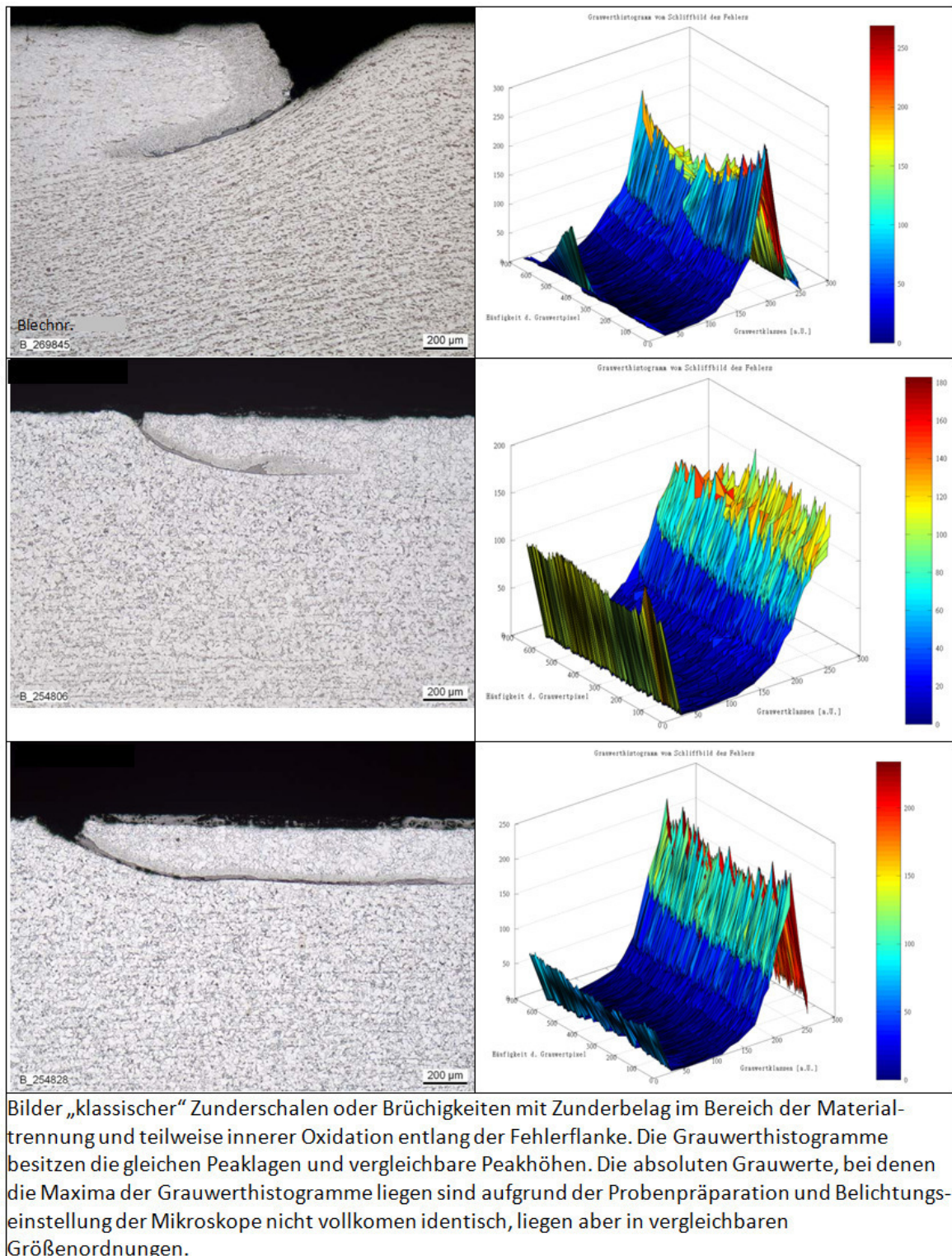
Die Schwarz-Weiß-Flächenanteile sind definiert als relativer Anteil der Summe schwarzer Pixel an der Gesamtpixelzahl des betrachteten Grauwert- oder Schwarz-Weißbildes. Es werden hier zwei bearbeitete Schliffbild-Varianten verglichen. Zunächst wird der Schwarzanteil an den zu Graustufenbildern konvertierten Abbildungen bestimmt und den Fehlerklassen zugeordnet bzw. einem Clustering unterzogen. Anschließend werden die Schwarzanteile von zu Graustufenbildern konvertierten Schliffen, die zusätzlich einer Schwellwertfilterung unterzogen wurden bestimmt und analog den Fehlerklassen zugeordnet bzw. mit Clustering-Verfahren analysiert. Die Idee dabei ist für beide Varianten, die Fehlerfläche und die teilweise vorliegenden Oxidpartikel in der fehlerumgebenden Matrix automatisch zu bestimmen und sie als Maß für die Fehlertypen bzw. Ausprägungsformen der Fehler zu nutzen.

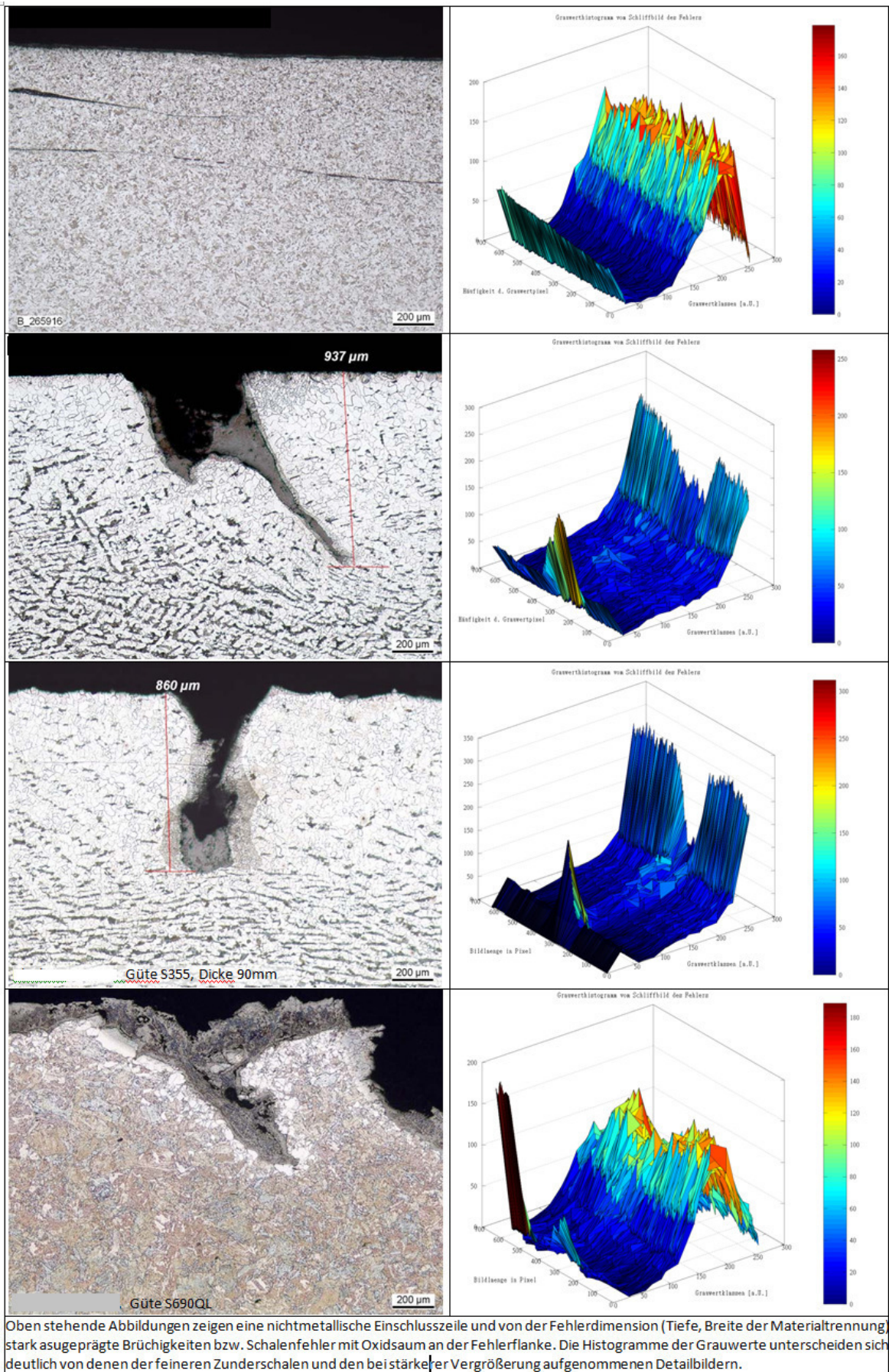
Ein typisches Histogramm der Grauwerte eines Schliffbildes aus dem Bereich eines Brüchigkeitsfehlers ist in Abb. 28, 23 dargestellt.

Mittelwert-Varianz-Histogramme werden in der Bildanalyse zur Sensorbewertung und -überwachung von Kamerasystemen eingesetzt [Krü06] und beschreiben dort die Konstanz und Reproduzierbarkeit von Messungen; Klärung der Frage: ermittelt der Sensor die gleichen Pixelwerte bzw. ist die Breite der Messwertstreuung unterhalb einer bestimmten Schwelle während der betrachteten Messzeit?. Dabei wird der Mittelwert bzw. die Varianz der Grau- oder Farbwerte jedes Bildpunktes über eine Reihe von Bildern bei gleichem Motiv bestimmt [Man00]. Übertragen auf das Ziel bei der hier vorliegenden Arbeit wurde anstatt der zeitlichen Reihung hier unter der Annahme gleichbleibender konstanter Sensoreigenschaften eine Bildreihung betrachtet und der Mittelwert und die Varianz der Grauwerte jedes betrachteten Metallographie-Bildes berechnet und untereinander verglichen. Nicht die Varianz der Sensoreigenschaften, sondern die Varianz der Bilddaten aufgrund der wechselnden Motive (Fehlerbilder) wird dargestellt und analysiert.

Die Grauwertistogramme einiger charakteristischer Fehlerbilder (s. Abb. 3.1.1, 3.1.1, 3.1.1) zeigen, die Unterschiede in der Peaklage (Grauwerte, bei denen ein lokales Maximum auftritt), der Peakhöhe und in der 3-dimensionalen Darstellung auch die Abbildung des 2-dimensionalen Fehlerverlaufs aus der Draufsicht auf die Grauwertverteilung je Spalte im Bild entlang der Bildlänge. Die aus diesen Histogrammen ermittelten Kenngrößen, sowie die charakteristischen Schwarz-Weiß-Flächenanteile und Entropien werden einer Klassifikationsanalyse unterzogen, um die mit dem Auge bei Betrachtung der Histogramme wahrnehmbaren Unterschiede numerisch zu erfassen und statistische Schwellen der bestimmten Bildeigenschaften zur automatischen Fehlerklassenzuordnung zu ermitteln.







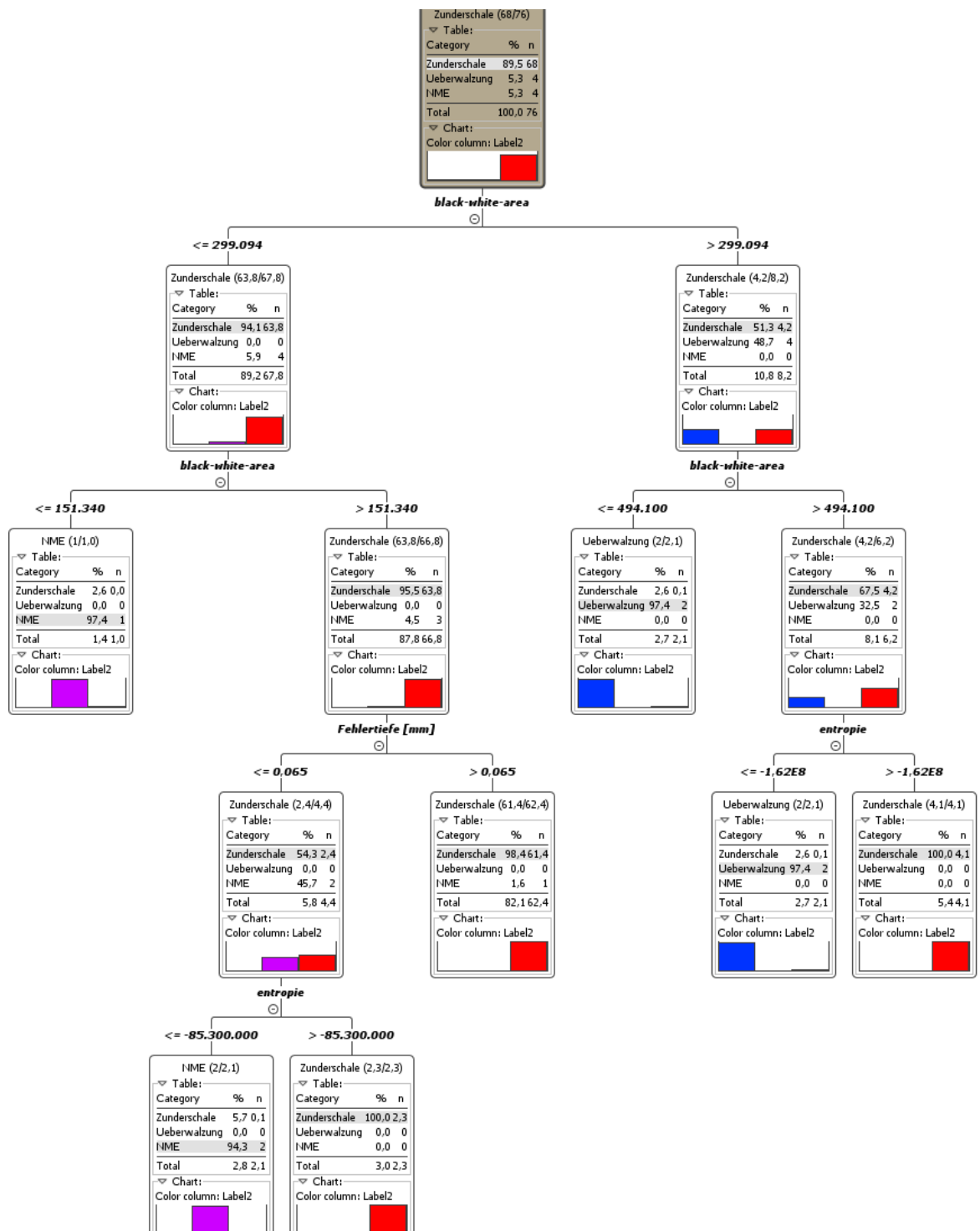


Abbildung 31: Entscheidungsbaum trainiert an N=70 Datensätzen mit Bildkennwerten von Brüchigkeitsschliffbildern und drei-klassigem Qualitätslabel. Die Gesamtvorhersagesicherheit liegt bei 98%. Nichtmetallische Einschlusszeilen, Überwalzungen und Zunderschalen werden mit bis zu 100% Genauigkeit den entsprechenden Bilddaten zugeordnet.

re Oxidation“ aufgeteilt; die einseitige oder beidseitige Belegung der Fehlerflanke mit Oxidpartikeln wird nicht unterschieden. Der zugehörige Entscheidungsbaum ist in 32 dargestellt.

Pattern-matching, Objekterkennung, Ähnlichkeitsanalyse Mittels Kanten-erkennungungsverfahren wie dem *Sobel*-Filter wurde versucht die Form der Fehler in den vorliegenden Metallographisschliffen herauszustellen und hinsichtlich geometrischer Ähnlichkeiten vergleichbar bzw. in Gruppen einsortierbar zu machen. Einige der durchgeführten Bilddatenverarbeitungsschritte sind die folgenden, vgl. auch 26:

- Konvertierung der ursprünglichen Rot-Grün-Blau-Bilder (RGB-Bilder) in Grauwertbilder mit der Standardgrauwertpalette mit Werten zwischen 0, ..., 255.
- Indizierung der Grauwertbilder entsprechend der Indexmap ... Die indizierten Grauwertbilder erlauben erst die Bestimmung der Entropie dieser Schliffbilder.
- Die Histogramme der Grauwerte werden aus den Grauwertbildern selbst ermittelt.
- Wandlung der Grauwertbilder in Schwarz-Weißbilder ohne Graustufen mittels Schwellwert-Verfahren, in denen alle Pixel mit Grauwerten oberhalb bzw. unterhalb einer festgelegten Schwelle als schwarz bzw. weiß gesetzt werden. Folgendes verfahren wurde zur Schwellwertbestimmung gewählt. Es berechnet die zu setzende Grauwertschwelle in Abhängigkeit der jeweiligen Grauerthäufigkeitsverteilung der Schliffbilder. Auf diese Weise wird den bildspezifischen Belichtungs- und Ätzeinstellungen sowie den Helligkeit und Grauwerte beeinflussenden Gefügeeigenschaften und Oxidanteilen Rechnung getragen. Automatische Schwellwertsetzung mittels folgendem Matlab-Skript:
 - Normierung der Grauwerte der jeweiligen Bilddatei auf Werte zwischen [0; 1]
 - Ermittlung der Peaklage (häufigster Grauwert im Histogramm)
 - Variation des Modalwerts der Gesamtgrauwerthäufigkeitserteilung um die Standardabweichung. Setzen des Schwellwerts abhängig von der anschließenden Filteroperation: zur direkten Weiterverarbeitung in Clustering oder anderer Ähnlichkeitsanalyse-Verfahren ist *Modalwert + Varianz* am besten, für anschließende Sobel-Filteranwendung und daran anschließende automatische Ähnlichkeitsanalyse ist *Modalwert – Varianz* am besten geeignet. Die Erklärung dafür sind weniger Artefakte bei der niedrigeren Schwellwertsetzung und die Interpolationsfähigkeit des Sobelfilters, der auch Informationsverluste und durch die Schwellwertsetzung entstandene Fehlstellen/Lücken in den zu erkennenden Kanten verarbeiten kann. Wohingegen Clusteringverfahren mit dem Informationsverlust durch zu niedrige Grauwertschwellen nicht so präzise Vorhersagen treffen, wie bei einem bestehen lassen von schwarzen Pixeln auch abseits der Fehlerstelle in der Matrix; höhere Schwellwerte liefern bessere Resultate.
 - *Bild=imread("Bildname.jpg");* *Bilduint=uint8(Bild);* *Bildgray=rgb2gray(Bilduint);* *Bildind=gray2ind(Bildgray);*

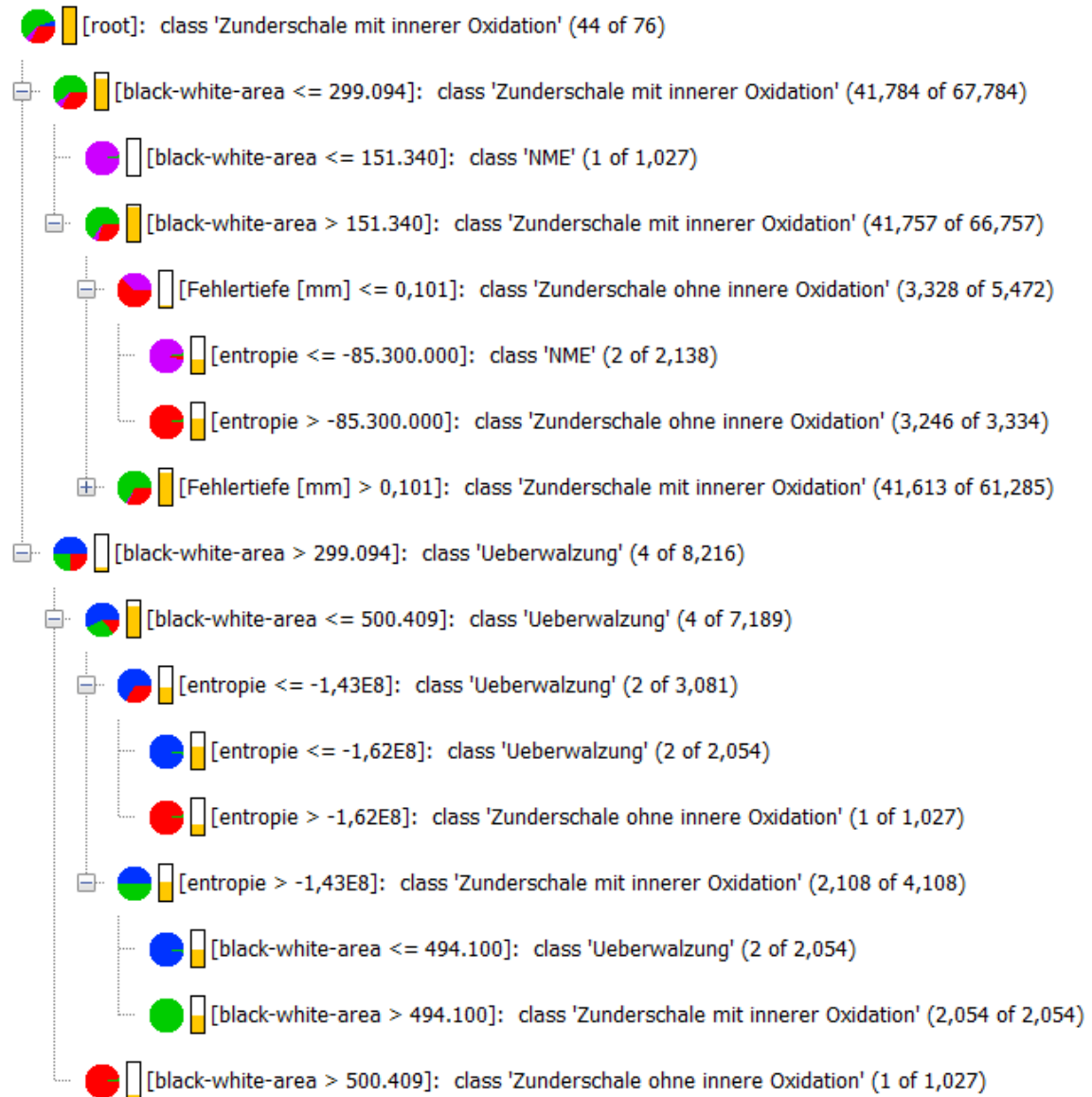


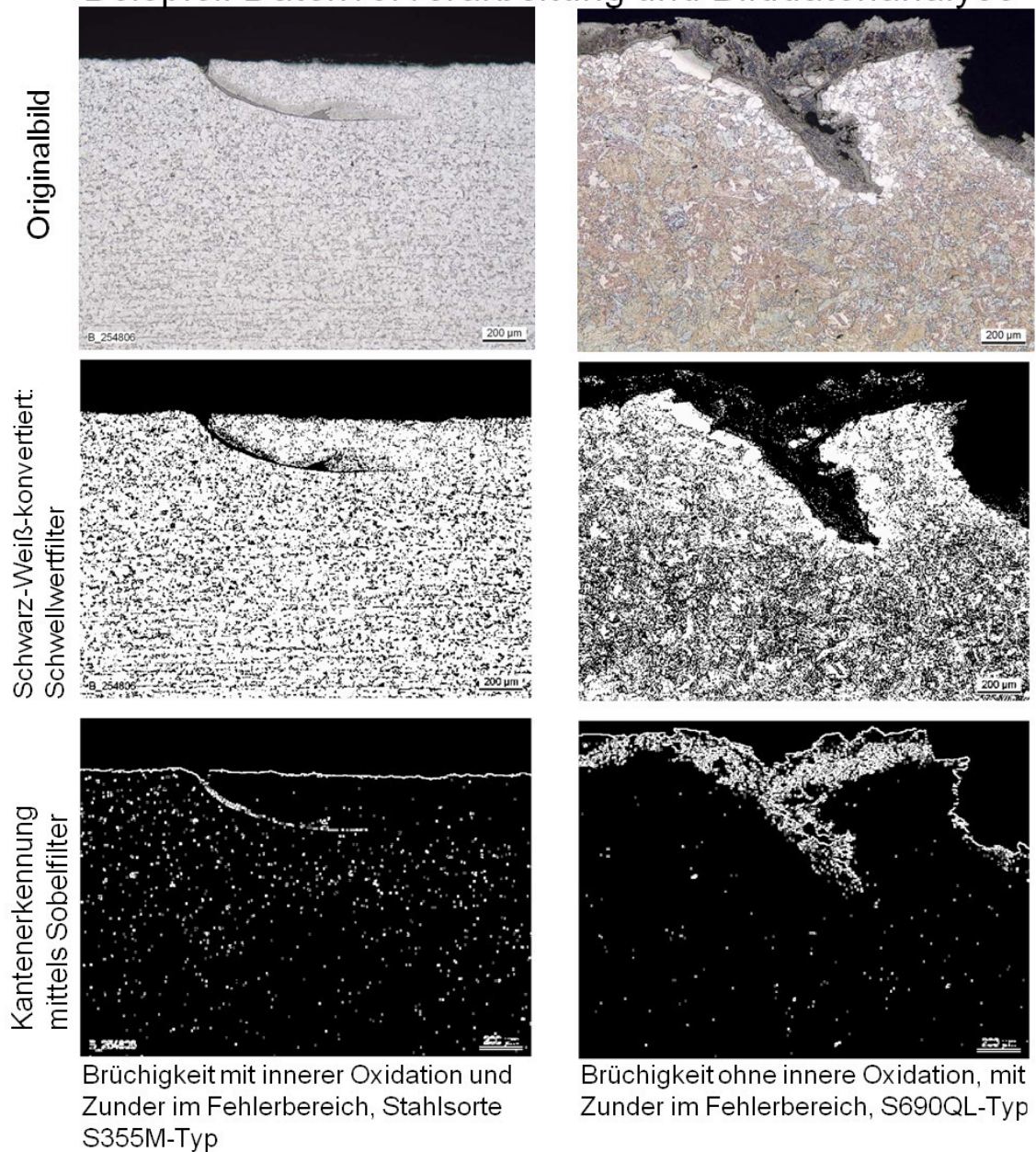
Abbildung 32: Als Ergebnis der Klassifikationsrechnung mit einem vier-klassigen Label (NME, Überwalzungen, Zunderschalen mit innerer Oxidation und Zunderschalen ohne innere Oxidation), Trainingsdatensatzumfang N=70 Schliffbilddatensätze. Die Gesamtvorhersagesicherheit liegt bei 96%.

```
BildBW=im2bw(Bildind, ((mode(max(hist(M20823)))-
sqrt(mode(var(hist(M20823)))))/255)); csvwrite('BildBW.dat', BildBW);
```

- Kantenerkennung mittels Sobel-Filter Die Fehlerkanten werden gut erkannt und auch der Übergang zwischen Probenoberfläche und Einbettmasse werden gut mit dem Sobelfilter detektiert und nachgezeichnet. Die Reduktion und Glättung der Fehlerkanten und -verläufe auf geometrische Formen wie Kreise oder Vielecke ist jedoch weder mit dem Sobelfilter, noch mit den ebenso angewendeten Kantenerkennungsverfahren „edge“-Filter (Schwarzweiß-Schwellwertsetzungs- und Interpolationsverfahren) und Hough-Transformation möglich. Eine Bilddatenverarbeitung dergestalt, dass sehr vereinfachte geometrische Formen in den Fehlerbereich gefittet werden und diese sehr simplifizierten Fehlerbilder und -formen anschließend mittels Objekterkennungsverfahren verschiedenen Fehlerklassen zugeordnet werden können ist ohne größeren zeitlichen Aufwand hier nicht darstellbar. Da die Anwendung von Clusteringverfahren und die Ermittlung und der Vergleich repräsentativer Kenngrößen der Schliffbilder wie Entropie, Schwarz-Weiß-Flächenanteile, Peaklagen der Grauwertistogramme sowie Halbwertsbreiten und aus diesen bestimmte Schwellwerte zur Schwarz-Weiß-Konvertierung eine gute Daten-Grundlage zur automatischen Fehlerbild-Klassifikation bieten, wird auf die Vertiefung der Bildanalyse zur verbesserten Kanten und Objekterkennung hier verzichtet.
- Versuch der Ähnlichkeitszuordnung zur automatischen Fehlerklassen-Zuordnung
 - Speicherung der Bilder als ASCII-Dateien (hier: .dat; Bildspalten- und zeilen entsprechen Datensatzspalten und -zeilen mit Pixelinformation als Attributeinträge)
 - Dimensionsreduktion via Principle Component Analysis (PCA): Der 623×472 (Spalten x Zeilen) Bilddatenpunkte enthaltende Originalgrauwert-Datensatz wird durch die Varianz und Streuung erhaltende Linearkombinations-Operation der PCA auf 139×472 Datenpunkte reduziert. Der Schwellwert für die Varianzerhaltung bei der PCA wird mit 95% gewählt:
 - AssociationRule-Lerner und Similarity Measure: Zwischen den Spaltenvektoren der Bilddatensätze werden Distanzmaße berechnet und auf Basis dieser Ähnlichkeiten -gleiche oder ähnliche Abstände in den jeweiligen Datenräumen- zueinander bestimmt.
 - Clustering-Verfahren: Mit dem KMeans-Clustering-Algorithmus wird für ein charakteristisches Beispielbild je Schalenfehlerklasse: Zunderschale, NME, Überwalzung, eine Labelspalte erzeugt, die die Pixelzeilen dieses Trainingsdaten-Bildes einem Cluster zuordnet.

Das Clustering-Modell, in diesem Fall (KMeans-Clustering) die Verteilungsmittelpunkte k und euklidischen Distanzen zur Zuordnung zu den jeweiligen Clustermittelpunkten, wird anschließend auf weitere Metallographiebilddaten angewendet und die Labelvektoren anschließend mit dem Labelvektor

Beispiel: Datenvorverarbeitung und Bilddatenanalyse



-	Zunderschale	NME	Überwalzung
mittlerer Fehler	182	15	2
relativer mittlerer Fehler [%]	38	100	100

Tabelle 2: Darstellung der mittleren Abweichung des KMeans-Clustering je Fehlerklasse „Zunderschale“, „NME“, „Überwalzung“ von der manuell vorgenommenen Referenzbewertung der Bilder.

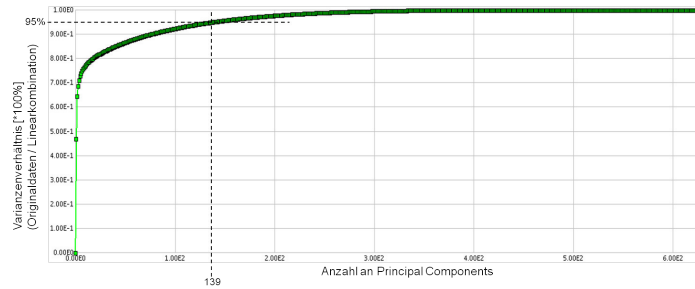


Abbildung 33: Dargestellt ist die Genauigkeit, mit der die Varianz der ursprünglichen Eingangsdatenvektoren mit steigender Anzahl von Principal Components bis hin zur 1:1 Abbildung wächst. Bei einer Reproduktion von 95% der ursprünglichen Varianz der Originaldaten durch die Linearkombinationen der Eingangsattribute ergibt sich für das verwendete Beispielbild eine Dimension von 139 Spalten des Datensatzes nach Anwendung der PCA. Die Bilddaten sind die des Bildes M2082, vgl. 3.1.1

der drei Trainingsdatensätze verglichen. Der Fehlerklasse, zu der die geringste Abweichung im Cluster-Vektor besteht, wird die jeweilige Bilddatei zugeordnet. Anschließend findet eine händische Nachbewertung der Vorhersagesicherheit dieser Zuordnung zur Bewertung des K-Means-Modells statt.

- ExampleSet-Comparator for image comparison and classification

Angewendete Methoden: K-Means-Clustering, FrequentItemSetCalculation (FPGrowth via FPGrowth) kombiniert mit AssociationRuleLearner, SimilarityMeasureCalculation → alle mehr oder minder ohne Erfolg

Das Fazit zur den Objekterkennungsverfahren lautet hier, dass die im hier dargestellten Umfang getesteten und angewendeten Bildanalyseverfahren nicht geeignet sind für eine automatische Zuordnung von Grobblech-Brüchigkeitsfehlerbildern in unterschiedliche Brüchigkeits- oder Schalenfehlerklassen. Bei vergleichbarer Vergrößerung ist eine Unterscheidung zwischen großen Materialtrennungen und schmalen sich zu einer feinen Rissspitze verzweigenden Brüchigkeiten oder Schalenfehlern denkbar. Eine Vertiefung der hier angewendeten Bildverarbeitungsmethoden zur Objekterkennung könnte für Warm- oder Kaltband Schalenfehler aus ebendiesem Grund mehr Sinn machen, da die Fehlerform im Querschliff mehrheitlich ebendiese letztgenannte Form annimmt. Die Nutzbarkeit von Objekterkennungsverfahren zur automatischen Labelvergabe bei Grobblechproben für eine nachgeschaltete statistische Auswertung bzw. zur direkten Fehler-Typen oder gar -Ursachen-Unterscheidung ist eingeschränkt, da zum einen Schalenfehler, Brüchigkeiten gleichen Typs (z.B. Zunderschalen) sehr unterschiedliche Fehlerformausprägungen im Grobblech-Schliffbild aufweisen. Zum anderen weil die Fehlerform nicht das relevante Differenzierungsmerkmal ist gegenüber der Existenz und Ausprägung von nichtmetallischen Einschlüssen, innerer Oxidation oder Zunderschichten im Fehlerbereich. Letztere können durch Bildeigenschaften, die z.B. aus einer Grauwertverteilung abgeleitet werden können, besser beschrieben werden als durch Fehlerverlauf und -form im Querschnitt.

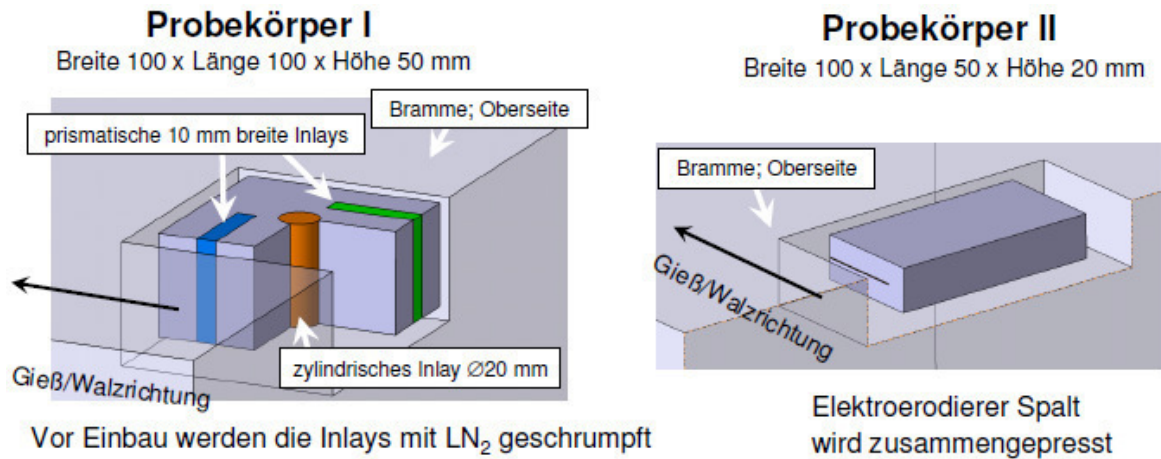


Abbildung 34: Schematische Zeichnung der Probekörper, wie sie hier wiedererwärmt, gewalzt und anschließend die Fehlerstellen charakterisiert wurden.

Zusammenfassung von Laborwalzungen - Fehlernachbildung im Labor Der folgende Abschnitt fasst die Ergebnisse von Laborwalzungen bei SZMF und daraus generierte Hinweise über Fehlerähnlichkeit und mögliche Ursprünge zusammen. Im Rahmen einer Versuchsreihe [HGL⁺12], [Mir12] wurden mit Inlays präparierte Brammenteilstücke mit unterschiedlichen Glühdauern und Ofenatmosphären wiedererwärmt, anschließend warmgewalzt und nach Erkalten der Proben kaltgewalzt. Elektroerodierte Risse lassen sich nicht reproduzierbar und wohldefiniert einbringen und wurden für die Versuchsreihe verworfen, wenngleich die Fehlergeometrie, die tatsächliche Rissform realistischer ist als bei den kreisrunden Inlays.

Es wurden Probenstücke der Abmessungen $100\text{mm} \times 100\text{mm} \times 50\text{mm}$ (Breite \times Länge \times Höhe) aus Brammen einer der schalenfehlergefährdeten Güten (6V) präpariert und mit zwei künstlich eingebrachten Fehlertypen versehen: elektroerosiv eingebrachte Risse und minimale Materialtrennungen zwischen per Presspassung eingebrachten arteigenen Inlays und umgebender Matrix, s. Abbildung 34.

Die Ofenatmosphäre bei der Wiedererwärmung war Umgebungsluft (angenommener Sauerstoffpartialdruck $\lambda \approx 1.25$) in der ersten Versuchsreihe und setzte sich bei einer folgenden aus $95\%\text{CO}_2$ und $5\%\text{O}_2$ [vol%] zusammen. Während der nachgestellten Ofenreise wurden die Prüfkörper 60min bei 1200°C (Regeltemperatur) nach einer Ausgleichszeit von 10min gehalten. spezifische Wärmekapazität $c_{\text{Stahl}} = 0.47\text{kJ/kgK}$ [Wik], woraus die Abschätzung motiviert wird: $t = 2000\text{Wh} / 1453\text{K} \cdot c_{\text{Stahl}} \cdot \text{Masse}$ als Zeit zum Wärmeausgleich zusätzlich wurde ein Temperaturprofil des Ofens erstellt, was diese Abschätzung belegt.

Die Walzung wurde nach zwei Regimes vorgenommen. Zunächst wurde ein mit Inlays präparierter Block, bei welchem die Probekörper-Inlay-Kontaktfläche nach außen zugeschweißt war und der an Vorder- und Rückseite mit Thermoelementen versehen war, reversierend in sieben Stichen von 49mm auf 4.9mm , Umformgrad 90%, heruntergewalzt. Hierbei betrug die Walzstarttemperatur 1060°C . Die Oberflächentemperatur an den Probekörperenden betrug bei den ersten drei Stichen $1000^\circ\text{C} - 1060^\circ\text{C}$ und nach einer Pendelzeit von 40s wurden die letzten 4 Stiche im Temperaturbereich $800 - 900^\circ\text{C}$ aufgebracht, vgl. 35, in welcher die Stichabnahmen, die Walzkräfte sowie

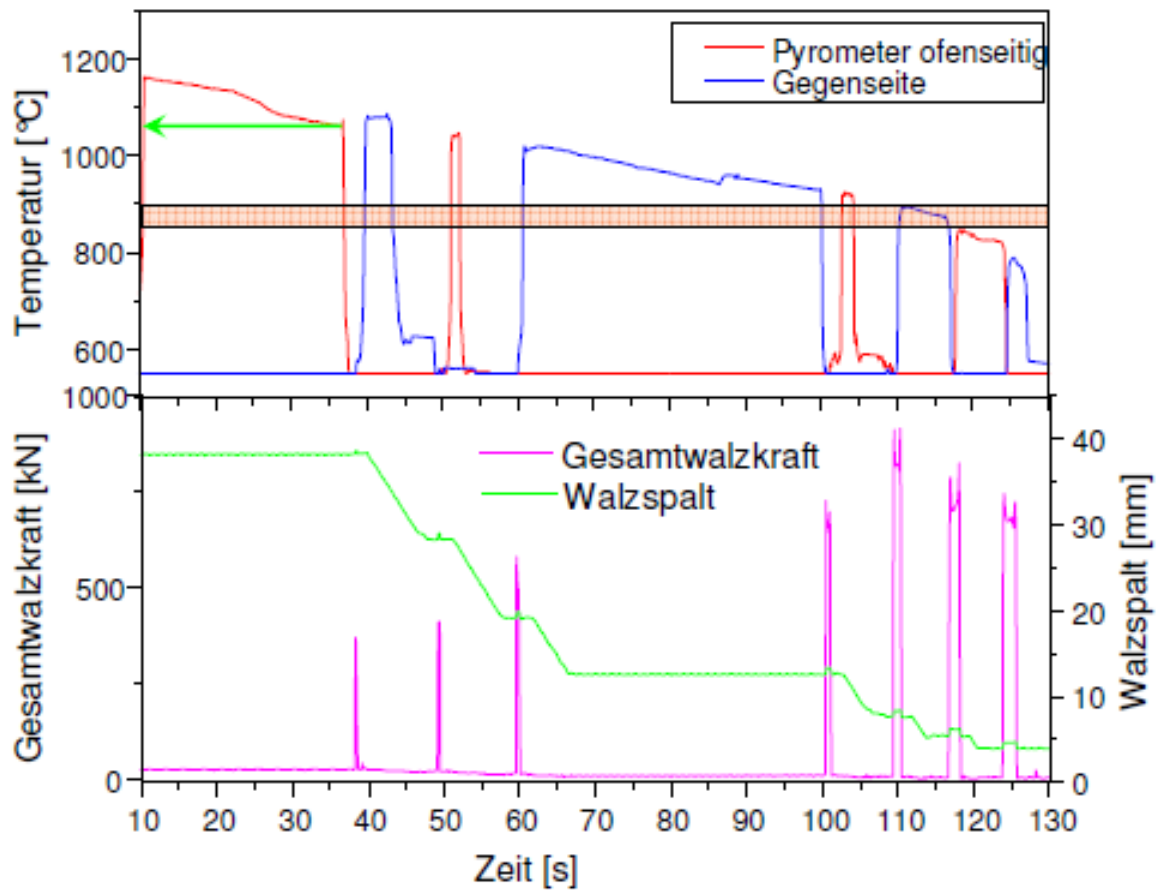


Abbildung 35: Zeitlicher Verlauf der mit Thermoelementen an den Versuchsblockenden gemessenen Temperaturen, Walzkräfte und Anstelltdicken im Walzspalt während des 7-Schrittigen reversierenden Warmwalzversuchs, in dem der Probenkörper von 49mm auf 4.9mm herunter gewalzt wurde.



Abbildung 36: Ansicht des Probekörpers mit fünf arteigenen Inlays. Bei zwei der eingebrachten Inlays wurden die Spalte zwischen umgebender Matrix und Inlay ohne zusätzliches Schweißgut verschweißst. Eine Aufsicht sowie der Ultraschallscan des warm- und anschließend kaltgewalzten Probekörpers sind ebenfalls dargestellt, Abwalzgrad: Warmwalzen $48\text{mm} \rightarrow 4.9\text{mm}$, Kaltwalzen $4.9\text{mm} \rightarrow 1.25\text{mm}$.

die Prüfkörpertemperaturen im zeitlichen Verlauf dargestellt sind. Das Ergebnis der Walzung nach Warm- und Kaltwalzschritt ist in Abb. 36 dargestellt. Die Stellen nicht verschweißter Inlays reißen an den Kontaktflächen der Presspassung auf und verformen sich ähnlich einem Schalenfehler oder einer Brüchigkeit entlang der Walzrichtung.

In einem zweiten Walzregime wurde ein nach analoger Presspassung mit Inlays versehener, jedoch mit nach außen offener Kontaktfläche zwischen Inlay und Probenkörper belassener Block in sieben Stichen von 48mm auf 6mm , Umformgrad 87.5% warmgewalzt. Die Temperaturführung während des zweiten Walzversuchs war identisch.

Es wurden in allen Proben Fehler, die im Querschliff sehr Zunderschalen/ Brüchigkeiten ähneln nachgewiesen, s. Abbildung 37, 43. Mit steigendem Umformgrad steigt die Wahrscheinlichkeit die Materialtrennung im inneren der Prüfkörper in oberflächennahe Schichten zu befördern und makroskopisch sichtbare schalenartige Oberflächenfehler zu erzeugen. Bei den Blöcken mit nicht zugeschweißten Inlay-Probekörper-Grenzflächen waren die Fehler nach dem Walzen immer makroskopisch an der Oberfläche sichtbar. Bei den zugeschweißten Inlay-Probekörper-Grenzflächen treten die Fehler nicht einheitlich teilweise auch an der Materialoberfläche auf, teilweise sind erst im Querschliff Innenrisse oder verzundernde Mikrohohlräume sichtbar. Die Ausprägung der Verzunderung an der Materialoberfläche variiert mit Glühdauer und Ofenatmosphärenzusammensetzung. Das Auftreten innere Oxidation und Zunder im Fehlerbereich ist von der Glühdauer und der Ofenatmosphäre unabhängig und korreliert nicht eindeutig mit Ofenatmosphäre, Presspassungstyp, zugeschweißter oder zur Atmosphäre offener Probenkörper-Inlay-Grenzfläche Umformgrad, Anzahl der Walzstiche und Richtung der Umformschritte (reversierend oder in nur eine Richtung), s. Abb 36 und Abb. 39.

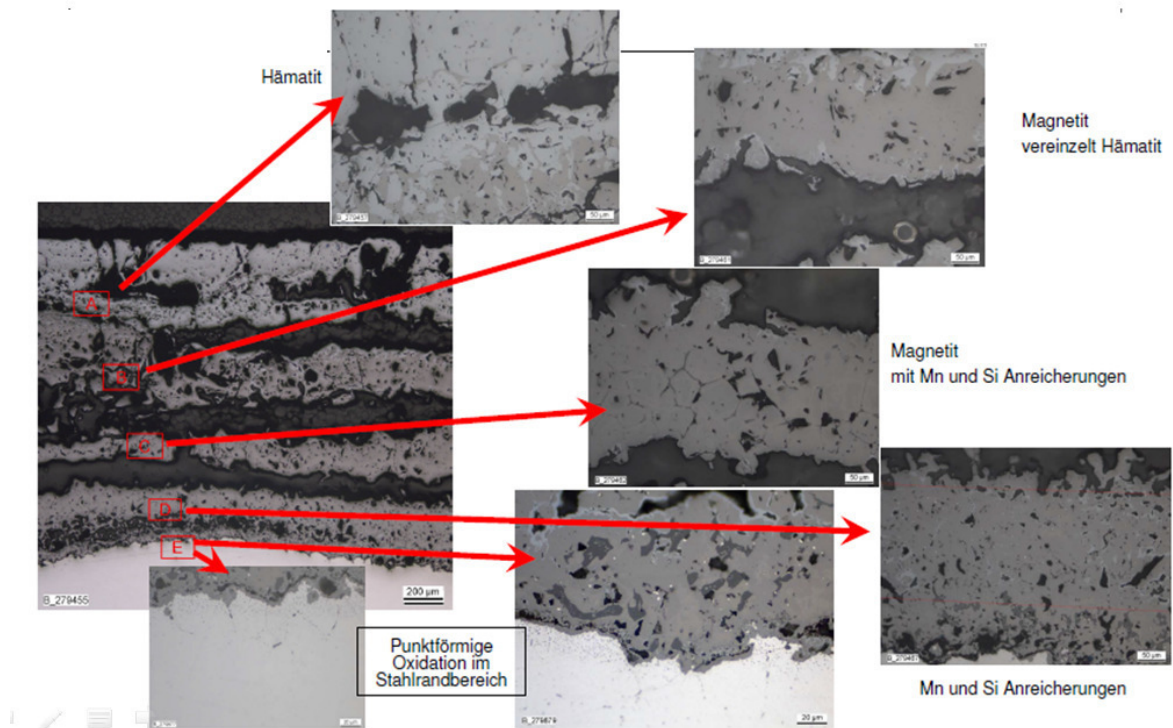


Abbildung 37: Übersicht der Probenentnahmestellen und Schliffplatten im Bereich der Fehler auf dem Probekörper nach dem Walzen. Beispielhaft sind einige Schliffbilder der längs und quer zur Walzrichtung genommenen Schliffe dargestellt. Der lichtmikroskopische Befund zeigt klassische schalenartige oder Brüchigkeitsfehler teilweise mit innerer Oxidation und Zunderbelag im Fehlerbereich.

Daher wird folgender Erklärungsansatz für die Vorgänge vor und während der inneren Oxidation an Brüchigkeitsfehlern entwickelt. In Abb. 40 ist ein Schaubild möglicher Szenarien der Oxidationsabläufe an und im Bereich von Vorschädigungen, sei es durch Korngrenzenversagen oder Mikrorisse, die zu den für die jeweiligen Temperatur-, Zeit- und Umformrandbedingungen beobachteten Fehlerausprägungen passen. Eine Erklärung wäre, dass bereits der in der initialen Zunderschicht an der Materialoberfläche und im Bereich einer Vorschädigung vorliegende Sauerstoffanteil ausreicht für eine innere Oxidation, solange Zeit, Temperatur und Mikrostruktur eine Diffusion sauerstofffiner Elemente in die Nähe des Fehlerbereichs und des dort existierenden Sauerstoffpotentials erlauben. Durch die Umformung kann die Vorschädigung (Riss, Korngrenze, Einschlussteilchen) weiter aufgerissen und damit die Zutrittskanäle für weitere O_2 -Mengen geweitet werden. Wiederum scheinen die in der Zunderschicht an der Materialoberfläche vorliegenden O_2 -Anteile auszureichen, da sonst eine Unabhängigkeit von Sauerstoffpotential in der Ofenatmosphäre und Glüh- bzw. Wiedererwärmdauer nicht plausibel wäre. Bestimmte Umform-Temperatur-szenarien können insbesondere bei ausreichend hohen Temperaturen zu einem Schließen der Materialtrennung der ursprünglichen Vorschädigung führen. Die Oxidpartikel verteilen sich dann als innere Oxidationsteilchen in der Umgebung des „geheilten“ Fehlers. Dies scheint aber nur möglich bei geringen O_2 -Mengen, die durch selektive Oxidation in der Matrix vorliegender Legierungs- oder Begleitelementanteile gebunden werden können und kleinen Vorschädigungen, die nur sehr eingeschränkten O_2 -Zutritt aus der Primärzunderschicht zulassen.

Mittels Mikrosonden ermittelte Mappings im Probenquerschnitt von Schalenfeh-

(a) Glühung an Raumtemperatur



EDX-Spektrum der Zunderschicht aus dem 1. Glühversuch
- Raumtemperatur, 60min Glühzeit. Ofenraum temp. 1200°C -

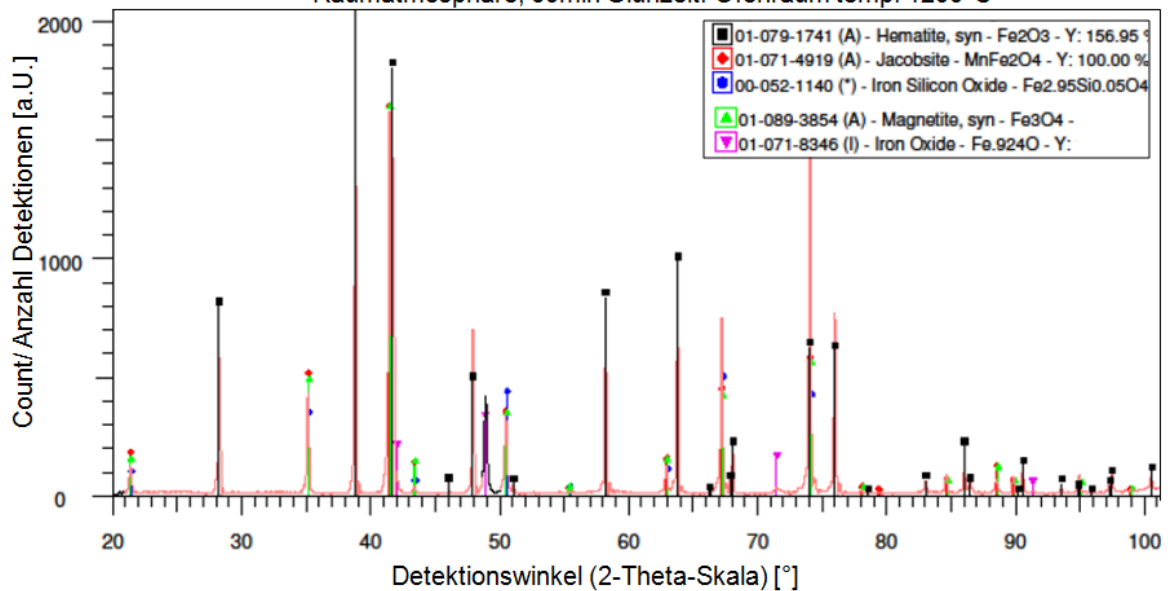


Abbildung 38: EDX-Spektren der Proben, die bei Raumtemperatur (a) geblüht wurden. Zum Vergleich sind die EDX-Spektren der unter definierter Ofenatmosphäre geblühten Probe (b) in Abb. 36 dargestellt

(b) Glühung mit Ofenatmosphäre ($95\%CO_2$, $5\%O_2$)

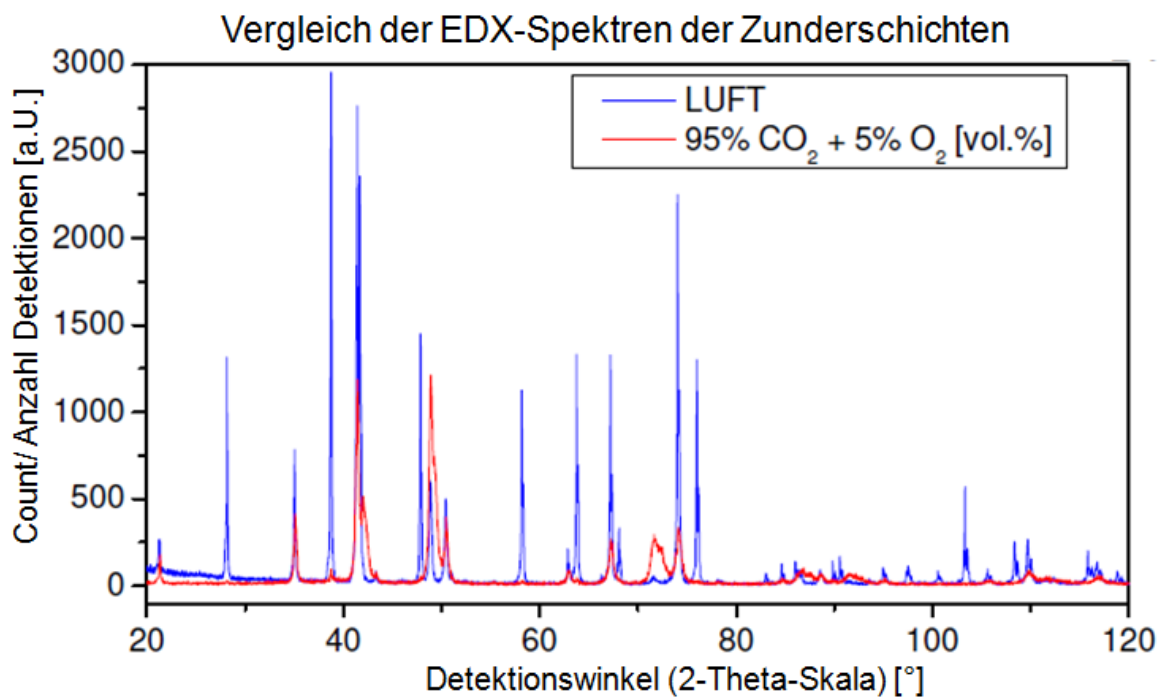
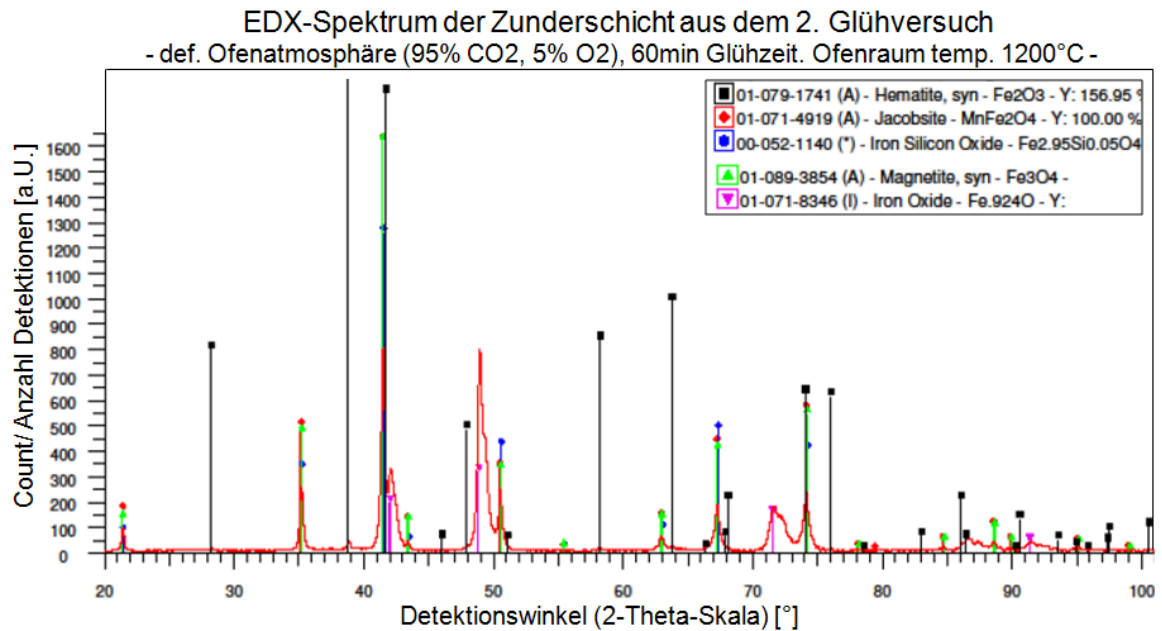


Abbildung 39: Vergleich der EDX-Spektren der Proben, die bei Raumtemperatur (a) und die bei definierter Ofenatmosphäre mit $95\%CO_2$, $5\%O_2$ bei $1200^\circ C$ für 60min geblüht wurden

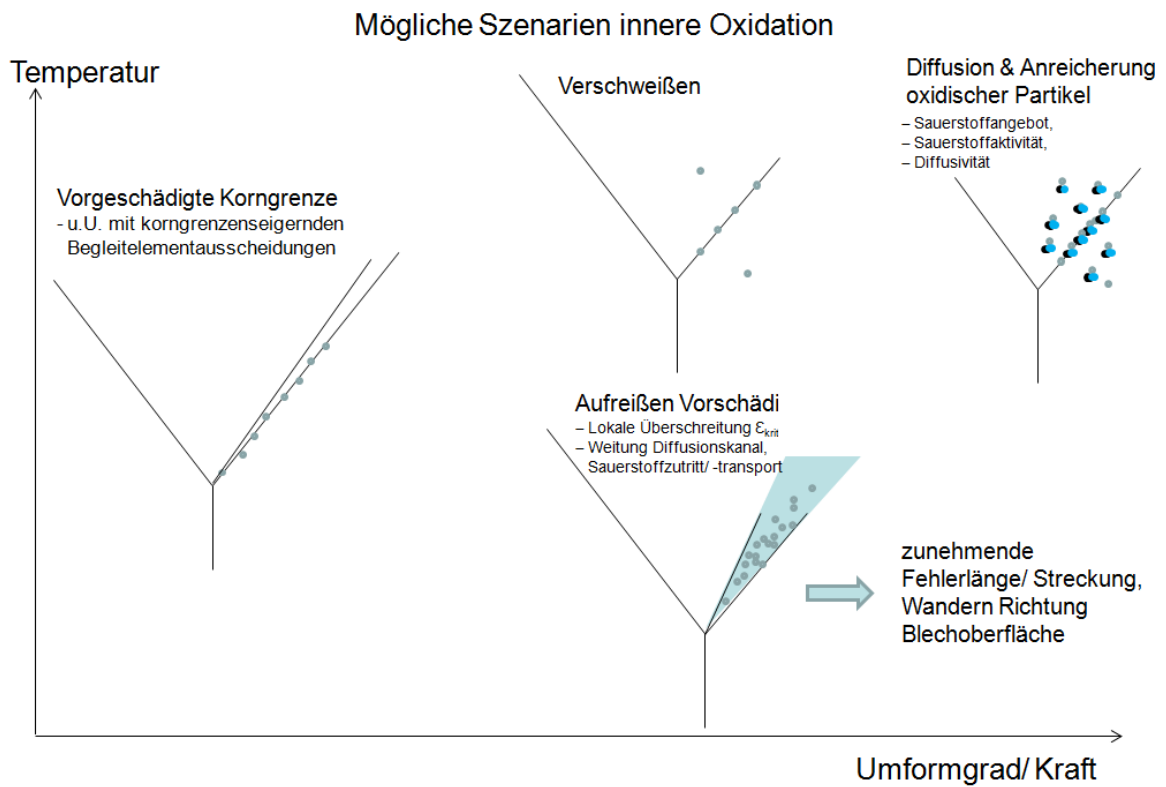


Abbildung 40: Szenarien die zu innerer Oxidation und Fehlerverstärkung bzw. wieder verschließen einer Vorschädigung führen können. Ausgehend von einem Zustand wie er in der linken Bildhälfte skizziert ist wird abhängig von Temperatur und Umformbedingungen sowie O_2 -Menge im Fehlerbereich und Diffusivität sauerstoffafiner Elemente ein Brüchigkeitsfehler mit der typischen Zunderbelag und innerer Oxidation oder ein „geheilter“ Fehler mit dispers verteilten inneren Oxiden aus einer Vorschädigung entstehen.

lern/Brüchigkeiten zeigen erhöhte Konzentrationen Sauerstoffaffiner Elemente um die Fehlerflanke. Beispielhaft sind in Abb. 41, 42 die Mikrosonden-Mappings einer Grobblech-Brüchigkeitsprobe dargestellt, welche im lichtmikroskopischen Bild charakterisiert ist als Zunderschale nach VDEh-Definition bzw. nach interner Definition als Brüchigkeit mit Zunder im Bereich der Materialtrennung jeweils ohne punktförmige innere Oxidation im Fehlerflanken umgebenden Bereich der Stahlmatrix. Die Zunderschicht im Rissbereich zeigt naturgemäß eine hohe Konzentration an O_2 . Kohlenstoffan- oder -Abreicherungen können im Fehlerbild nicht nachgewiesen werden. Die in der Stahlmarke (chem. Analyse der Probe) enthaltenen Gehalte an Ni und Si erklären die lokale Anreicherung in der Nähe des durch den Zunder gegebenen Sauerstoffpotentials. Ebenso sind Co und Cu als im Vergleich zu Fe unedlere Elemente im Bereich der Fehlerflanke in leicht angereicherter Form zu finden.

Korngrenzensegregation der sauerstoffaffinen Bestandteile des verwendeten Stahls infolge von Diffusion entlang der Korngrenzen als präferierter Diffusionskanäle kann potentiell zu einer Korngrenzenschwächung und somit einer Verstärkung der Rissausbreitung bei mechanisch eingebrachter Spannung während der Umformung beim Grobblechwalzen. Eine Materialschädigung, die ein Zeit-Temperaturregime bei gleichzeitig ausreichendem Sauerstoffangebot und -zutritt zur Ausbildung von Zunder im Fehlerbereich, führt nach den in Abb. 41, Abb. 42 und analogen Untersuchungen [TKYC02] (beinhaltet Untersuchungen an einer Anzahl Brüchigkeitsproben mit gleichem Mikrosonden-Mappingergebnis) zu einer lokalen Anreicherung unedler Elemente entlang der Fehlerflanke, was zu einer lokalen Herabsetzung der Duktilität an Korngrenzensegregationen oder metallischen (NiO , CuO) Oxidpartikeln (u.U. auch Spinellbildung (Ni , Mn , Cr , Cu)– Si – O) führen und infolge eine weitere Materialschwächung und Rissausbreitung an ebendiesen Stellen protegieren kann.

3.1.2 Zusammenfassung und Zwischenfazit Fehlercharakterisierung

Der Vergleich der Fehleransprachen, Fehlerbilderbeschreibungen und charakteristischer Fehlerbilder der beiden Grobblechwalzwerke MGB und ILG, der SZFG und des VDEh zeigt eine Schnittmenge zwischen Flachstahl- und Grobblechfehlerbildern auf mikroskopischer Ebene im Schliff, klar abgrenzbare makroskopische Unterschiede zwischen Grobblech- und Flachstahlfehlerausprägungen und eine Vielzahl unterschiedlicher Fehlerdefinitionen und Begrifflichkeiten zur Fehlerbeschreibung von Schalenfehlern und Brüchigkeiten. Die Nomenklatur, Namensdefinition, Fehleransprache: Brüchigkeit bzw. Schalenfehler wird in den Salzgitter-Werken teilweise synonym zur Benennung des gleichen Fehlertyps verwendet. In der Literatur wird meistens der Begriff „sliver“ oder „scale defect“ [MAR01], [RPDM03], [EL00], [IYY03], [RMD⁺93], [ZT03b] verwendet. Die VDEh-Fehleransprache für Flachstahl-Schalenfehler mit ihren unterschiedlichen mikroskopischen Ausprägungen scheint auch für die hier untersuchten Grobblechfehler sinnvoll und nach statistischer Auswertung der Schliffbilddaten von $N=200$ Grobblechfehlern auf diese übertragbar. Zur Vereinheitlichung der makroskopischen Fehler-Definitionen in den beiden Grobblechwalzwerken von MGB und ILG wurde ein Übersetzungsschlüssel erstellt. Im Rahmen dieser Arbeit werden von nun an die Begriffe Brüchigkeit und Schalenfehler zur Beschreibung des makroskopischen Fehlers am Grobblech verwendet. Eine Differenzierung ist nur bei vorliegen-

(a) makroskopische Probenansicht (Aufsicht)



B_338679

20 mm

(b) metallographische Schliffbilder

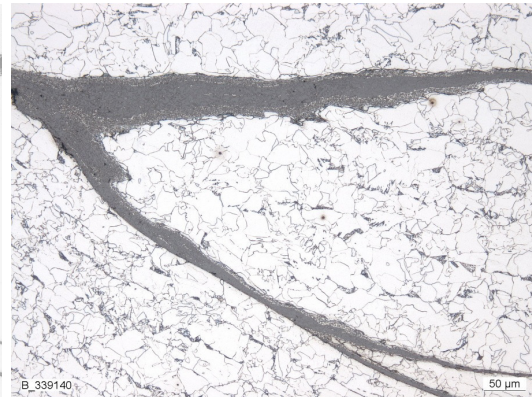
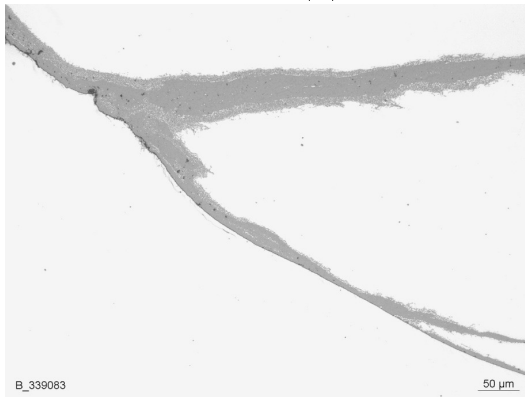
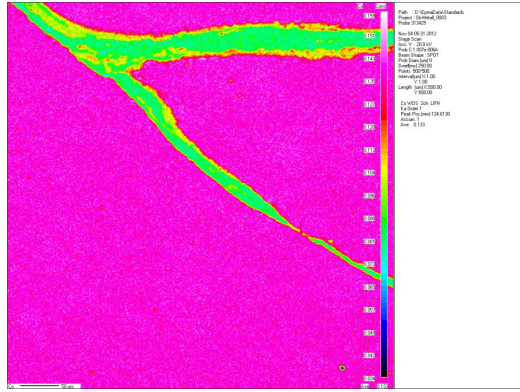
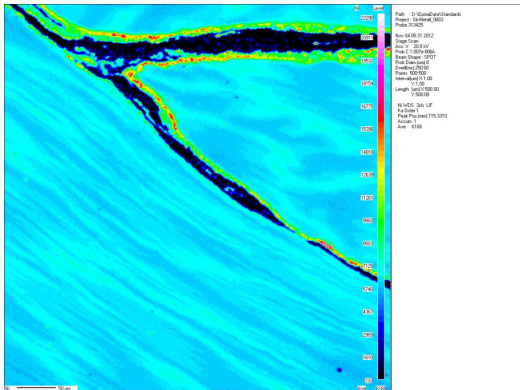


Abbildung 41: Beispiel einer Bruchigkeitsprobe (Stahlmarke S690QL), deren Querschliff neben der mikroskopischen Untersuchung auch einem Mikrosonden-Mapping unterzogen wurde. Dieser Bruchigkeitsfehler ist ca. 2.5mm tief, weist Zunderbelag im Fehlerbereich und keine punktförmige innere Oxidation entlang des Materialtrennungsbereichs auf.

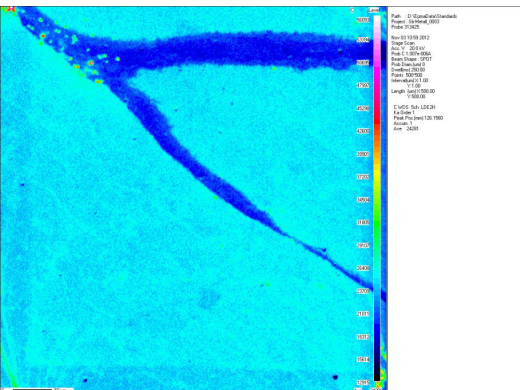
Cu-Mapping



Ni-Mapping



Si-Mapping



C-Mapping

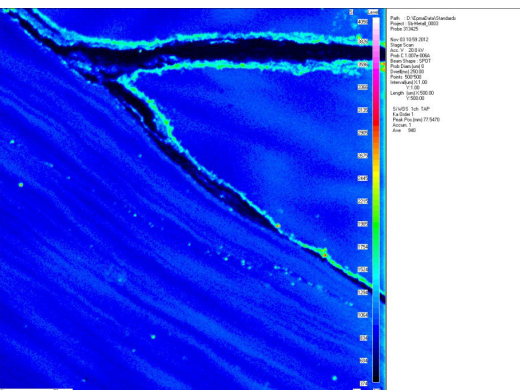


Abbildung 42: Mikrosonden-Mappings der Probe aus 41. An den Fehlerflanken erkennbar sind die Anreicherungen O_2 -affiner Elemente aus der Stahlmatrix Ni , Si , Cu , sowie die Sauerstoffanteile des Zunders und der übrigen oxidischen Partikel. Die Kohlenstoffverteilung ist relativ homogen; keine Randentkohlung des Brüchigkeitsfehlers.

der metallographischer Untersuchung möglich. Dann ist eine manuelle Zuordnung in die Fehlerklassen NME, Überwalzung und Brüchigkeit / Schalenfehler mit Zunder im Fehlerbereich und mit oder ohne punktförmiger Oxidation einseitig oder beidseitig der Fehlerflanke möglich; analog der VDEh-Klassifikation von Schalenfehlern am Bandstahl. Makroskopisch ist eine eindeutige Abgrenzung zu anderen Fehlertypen wie Schalenfehlern auf Flachstahlprodukten anhand der Fehlerform, -streckung und -tiefe möglich. Mikroskopisch sind die Fehlerdimensionen am Grobblech Längung und Umformgrad entsprechend weniger lang gezogen und schmal, sondern weisen eher breitere, zerfurchtere und weniger spitz zulaufende Materialtrennungen auf. Teilweise sind die Mikroskopbilder von Brüchigkeiten am Grobblech bei gleicher Vergrößerung und Ätzung nicht von Flachstahlschalenfehlern zu unterscheiden. Dies gilt für NME genauso wie für Überwalzungen und Zunderschalen mit und ohne innerer Oxidation.

Mittels Methoden der Bildverarbeitung lassen sich Kenngrößen wie Entropie und Schwarz-Weiß-Flächenanteil aus den Schlißbildern ermitteln, die als Repräsentanten einer nachfolgenden statistischen Auswertung unterzogen werden und im Rahmen selbiger eine automatische Erkennung des Fehler-Subtypus NME, Überwalzung und Zunderschale mit großer statistischer Sicherheit erlauben. Auf diese Weise konnten Verfahren und Kennwerte zur Schaffung einer Datenbasis für automatische Auswertungen etabliert und zur objektiven Fehlercharakterisierung angewendet werden. Mittels Grauwertfiltern, Kantenerkennungsverfahren und 3D-Grauwertistogrammen konnten außerdem manipulierte und abstrahierte Bilder und Bilddaten erzeugt werden, die ebenfalls einer automatischen Ähnlichkeitsanalyse zur objektiven Fehlertypen-Zuordnung und Binnendifferenzierung des makroskopischen Befunds Brüchigkeit in seine Unterklassen NME, Überwalzung und Brüchigkeit mit Zunder und mit oder ohne innerer Oxidation unterzogen wurden.

Clusteringverfahren erweisen sich als aufwendig und umständlich in der Anwendung für eine automatisch Bilddatenklassifikation. Sie werden daher hier nicht weiter eingesetzt. Eine generelle Machbarkeit scheint möglich, wurde im Rahmen der hier durchgeführten arbeiten jedoch nicht umfassend statistisch belegt.

Mittels Entscheidungsbäumen können die Prozessdaten der mikroskopisch untersuchten fehlerhaften Bleche und zugehörigen Schmelzen sowie einer gleichgroßen zufällig ausgewählten Stichprobe fehlerfreier Blechidenten analysiert und hinsichtlich des differenzierten Qualitätslabels klassifiziert werden.

Die durchgeführten Laborversuche zeigen, dass mit Inlays versehene Probekörper (simulierte vorgeschädigte Halbzeuge) nach einem charakteristischen Wiedererwärm- und reversierenden Stichplan mit 5-7 Umformschritten bei typischen Grobblechwalztemperaturen die charakteristischen Oberflächenfehler aufweisen, die insbesondere mikroskopisch den Brüchigkeiten mit Zunder und teilweise innerer Oxidation entsprechen. Es ist somit möglich den Fehler in diesen Ausprägungen zu reproduzieren. Der Einfluss von Ofenatmosphäre und Wiedererwärmdauer kann im Hinblick auf Fehlerausprägung, Zunderschichtdicke im Fehlerbereich und Saumbreite der inneren Oxidation vernachlässigt werden Abb.43.

Weiterhin zeigen die Mikrosondenuntersuchungen an ausgesuchten Einzelproben, dass lokale Anreicherungen der Elemente *Si*, *P*, *Mn*, *Cu* an den Fehlerflanken und im Bereich der Materialtrennung nachgewiesen werden können. Eine zusätzliche Schwächung mikroskopischer Fehler am Halbzeug aus dem SATranggussprozess oder eine ursächli-

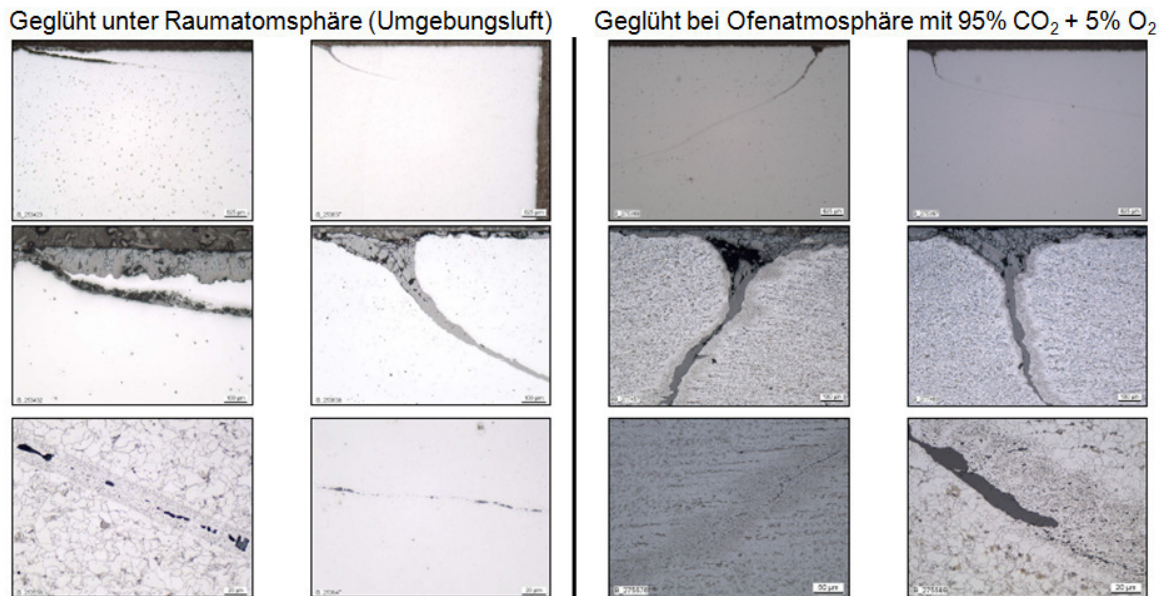


Abbildung 43: Vergleich der Fehlerbilder von Proben, die bei unterschiedlichen Ofenatmosphären gegläht und anschließend warmgewalzt wurden. Beide Prüfkörper wurden bei 1200°C Ofentemperatur für 60 Minuten gegläht, die linken Proben bei Raumatmosphäre und die rechten Proben bei einer Ofenatmosphäre mit $95\%\text{CO}_2$ und $5\%\text{O}_2$.

che Schwächung der Stahlmatrix an einer lokalen Mikroverzögerung, welche während der Umformung bei Grobblechwalzen aufreißen könnte sind denkbare Bruchigkeitsentstehungsmechanismen bzw. Indizien für potentiell kritische Elemente, deren Konzentration auch in den statistischen Untersuchungen im Zusammenhang mit dem vermehrten Fehlerauftreten geprüft wird.

3.2 Prozessanalyse - Statistische Analyse und modellfreie Modellierung (Data Mining)

Die im folgenden dargestellten Ergebnisse zeigen die Resultate von Datenanalysen unter Verwendung von u.a. Methoden aus dem Bereich *Knowledge Discovery from Databases* [FPSS96b], [FPSS96a] und dort insbesondere dem Teilbereich des *Data Mining* [FPSS96a], [HMS02], [AZ96] und *Advanced Analytics* [LS12], [Bos09]. Die Grundlagen für ein prinzipielles Verständnis der verwendeten Modellansätze sind einführend in 2.4 zusammengestellt. Die untersuchte Datenbasis wird zunächst im ersten Teilkapitel dieses Abschnitts vorgestellt und die an den Daten vorgenommenen Vorverarbeitungs-, Visualisierungs- und deskriptiven statistischen Untersuchungsschritte erläutert und zusammengefasst. Anschließend werden die Ergebnisse der Data Mining Untersuchungen, die erstellten Modelle und die daraus abgeleiteten Erkenntnisse aufbereitet und dargelegt. Mit einem die statistischen Untersuchungen subsummierenden Zwischenfazit endet dieses Kapitel der vorliegenden Arbeit.

3.2.1 Datenbasis

Die eingangs aus den Thesen abgeleiteten Frage, ob und welche Einflussgrößen für die Fehlerentstehung von Brüchigkeiten bzw. Schalenfehlern auf Grobblechen ermittelt werden können, sollen zunächst beantwortet werden durch die statistische Analyse folgender Qualitäts- und Prozess- bzw. Werkstoffdaten. Erstere beschreiben oder charakterisieren den hier relevanten Fehlertypen - Schalenfehler / Brüchigkeit am Grobblech - und letztere werden diesen als mögliche Einflussgrößen aus den Stahlwerks- und Grobblechwalzprozessen zur Ursachenprüfung gegenübergestellt.

- **Qualitätsdaten:** Die Qualitätsdaten sind hier einerseits die makroskopischen Fehlerbefunde je Grobblech, definiert durch die Qualitätsabteilung der Ilsenburger Grobblech GmbH und vergeben via visueller Inspektion der Blechoberflächen. Andererseits sind es die mikroskopischen Untersuchungen an metallographischen Schliffproben entnommen an Fehlerpositionen der betroffenen Bleche. Die mikroskopischen Untersuchungsergebnisse liegen in Form von Bilddaten besagter Schliffe im geätzten und ungeätzten Zustand bei unterschiedlicher Auflösung zwischen 50 - 200-facher Vergrößerung sowie in Form extrahierter Zusatzinformationen über z.B. Fehlertiefe von der Blechoberfläche, Existenz eines Oxidsaums und dessen Breite oder Verteilung vor. Beide Qualitätsdaten werden zur Fehlercharakterisierung und Informationsverdichtung genutzt. Dabei wird versucht anhand charakteristischer Merkmale der metallographischen Schliffbilder wie Fehlerform, -verlauf und chemische Zusammensetzung von Randbelägen sowie der makroskopischen Erscheinungsform, dem Auftrittsort und dem Schweregrad Fehlerklassen zu definieren nach denen Hypothesen zu verschiedenen möglichen Entstehungsmechanismen entwickelt und durch Auswertung und Vergleich mit anderen Prozess- und Werkstoffdaten Hinweise auf potentielle Ursachen generiert werden können.
- **Spezialfall, verfeinertes Qualitätslabel:** Zur Verfeinerung des Qualitätslabels mit dem Ziel eine genauere Differentiation von Fehlertypen und zugehörigen Einflussgrößen zu ermöglichen, werden metallographische Untersuchungen von Blechproben fehlerbehafteter Bleche hinzugezogen und in drei bzw. vier Fehlerklassen untergliedert: Bleche mit innerer Oxidation (Zunderschalen nach [Etz12]), einseitig und beidseitig der Fehlerflanke; Bleche mit Einschlusszeilen (NME nach [Etz12]) im Fehlerbereich und Bleche bei denen eine Unterscheidung in Zunderartige Fehler und Einschlusszeile nicht möglich ist. Da sich nur eine Anzahl $N = 115$ an metallographischen Proben mit einem vollständigen Datensatz an Stahlwerks- und Walzwerksprozessdaten verknüpfen lassen, werden Methoden des Aktiven Lernens [Ceb08] wie z.B. Prototypenbasierte Lernmethoden angewendet und so die Trainingsdatenmengen vergrößert und die statistische Aussagekraft erhöht. Es können somit $N = 264$ Datensätze zum Training und Test der Klassifikationsmodelle für die Datenanalyse der mittels mikroskopischer Fehlerbefunde vergeben Qualitätslabel generiert und genutzt werden.
- **Prozessdaten:** Die Prozess- und Werkstoffdaten der beiden betrachteten Prozesse Stranggießen (in Teilen auch Einflüsse aus den sekundärmetallurgischen Prozessen) und Grobblechwalzen sind im Detail dem Anhang zu entnehmen. Im

Beschreibung, Definition	Eigenarten, Charakteristika	Fehlertiefe	mikroskopische Fehleransicht
Schalenfehler,	innere Oxidation, einseitig		
Brüchigkeit			
	innere Oxidation, beidseitig		
Zunderbelag			
im	ohne innere Oxidation		
Fehlerbereich			

Tabelle 3: Kategorisierung Schalenfehler


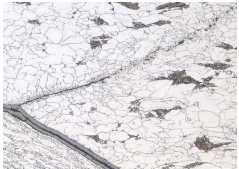


Beschreibung, Definition	Eigenarten, Charakteristika	Fehlertiefe	mikroskopische Fehleransicht
Brüchigkeit	Überwalzung (arteigen)		
mit Zunderbelag			
im Fehlerbereich	Einschlusszeile		
			

Tabelle 4: Kategorisierung Schalenfehler (Fortsetzung Tab. 3)

Allgemeinen umfassen sie Werte, die die chemische Zusammensetzung der betrachteten Stahlschmelzen und Schlacken beschreiben, die Temperaturen während der sekundärmetallurgischen Schmelzenbehandlung, dem Stranggießen sowie Wiedererwärmen, Walzen und Abkühlen der Grobbleche. Außerdem werden Bauteilalter, Zugabemengen von Zuschlagstoffen wie Kalk, $CaSi$, $CaFe$ und Al in Konverter und VPL-Anlage, Spülgasmengen, Prozesszeiten wie Behandlungs-, Konverterabstich-, Transport-, Spül- und Abkühl dauern, Gießgeschwindigkeiten, verwendete Anlageneinstellungen wie z.B. Spritzpläne (Sekundärkühlung), verwendete Zusatzdämme im Verteiler, Konizitäten der Kokillen, Gießpulversorten, Ofenliegezeiten, Walzkräfte bzw. Umformgrade während des Vor- und Fertigwalzens, die Anzahl der Walzstiche, die Kühlart und Abkühlgeschwindigkeit nach dem Walzen sowie die Parameter des Warmrichtens wie u.a. Temperaturen und Richtkräfte und der abschließenden finalen Kühlung im Stapel oder auf dem Kühlbett. Insgesamt werden so 184 Attribute von 924 Schmelzen und 6351 zugehörigen Grobblechen analysiert.

- Auswahl der betrachteten Stahlmarken: Die untersuchten Stahlmarken werden auf Basis der Fehlerauftrittshäufigkeit von Brüchigkeiten bei diesen Stahlmarken selektiert. In Abb. 44 sind die Ausfallquoten von Blechen aller Güten die mit Brüchigkeitsfehlern in den Jahren 2007-2010 ausgefallen sind dargestellt. Zudem werden folgende Aussagen der Qualitätsverantwortlichen der ILG bei der Gütenauswahl sowie bei der Gruppierung der Daten in Abmessungsgruppen berück-

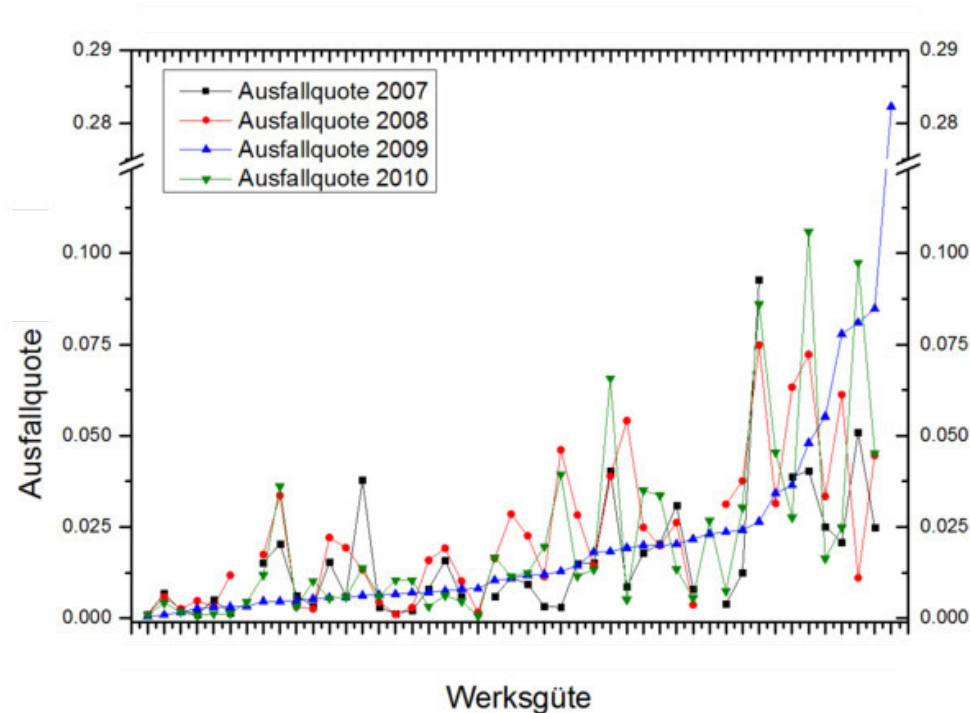


Abbildung 44: Darstellung der relativen Ausfallmengen von Blechen mit Brüchigkeiten an der Gesamtproduktionsmenge aller betroffenen Stahlmarken. Werksgüten mit einer Ausfallquote von $\geq 2.5\%$ in mehr als zwei der hier dargestellten vier Jahre sind Bestandteil der hier durchgeführten Analysen. Erkennbar sind temporäre Ausfallquotenanstiege bei einigen Güten in einem Jahr und relativ geringere Brüchigkeitsmengen in den übrigen Vergleichsperioden. Die Werksgüte, die als S690QL eingesetzt wird fällt mit einem Ausreißer von 28.5% Ausfallquote in 2009 auf und ist auch sonst eine der kritischen Güten.

sichtigt. Demnach korreliert das Auftreten von Brüchigkeit mit den Blech- und Vormaterialabmessungen (insbesondere der Dicke) und mit einigen speziell betroffenen Güten bzw. Prozessrouten. Bleche mit einer Dicke von $d = 80 - 90\text{mm}$ seien im Vergleich zu Blechen mit einer Dicke von $d \approx 40\text{mm}$ stärker von Brüchigkeiten betroffen. Die laut Qualitätsabteilung mit einem Fehlerschwerpunkt betroffenen Stahlsorten bei den Normalwalzern sind S420, S690QL und bei den TM-Güten (TM = thermomechanisch-gewalzt) S355, S420, S460N sowie seit Inbetriebnahme der SGA 4 bei der SZFG insbesondere auch die Ni-legierte Variante eines S420MC. Der Ni-Gehalt zeigt laut den Prozessverantwortlichen der ILG bei den TM-Güten die auffälligste "gefühlte Korrelation" mit dem Auftreten von Brüchigkeitsfehlern, wobei alle Cr-Ni-Mo-Güten vermehrt betroffen sind und sich zusätzlich durch einen relativ hohen C-Gehalt auszeichnen. Eine Betrachtung des Einflusses dieser Legierungselemente (Cr , Ni , Mo , C) auf das Fehleraufkommen bei den betroffenen Blechen und zugehörigen Brammen und Schmelzen könnte nach Einschätzung der Prozessverantwortlichen der ILG interessant sein. Bei den 350mm-Brammen seien außerdem seit Herbst 2010 vermehrt Al_2O_3 -Einschlüsse sowohl im Materialinneren (US-Prüfung) als auch in Rissnähe gefunden worden.

Werksgüte	Stahlmarke	C	Mn	Si	N	Al	Cu	Cr	Ni
1	S460N-Typ	0.15-0.17	1.4-1.5	0.3-0.4	<0.01	0.2-0.6	<0.18	<0.15	<0.15
2	S460N-Typ	0.16-0.18	1.55 - 1.65	0.4-0.5	0.009-0.12	0.15-0.4	0.15-0.25	<0.15	0.45-0.55
3	S420MC-Typ	0.07-0.11	1.3-1.65	0.2-0.35	<0.008	0.02-0.05	0.2-0.25	<0.12	0.35-0.4
4	S420-/S700-Typ	0.16-0.18	1.3-1.4	0.4-0.5	<0.008	0.02-0.05	<0.1	0.55-0.7	0.7-0.8
5	S420-/S700-Typ	0.16-0.18	0.95-1.05	0.25-0.35	<0.008	0.02-0.04	<0.1	0.55-0.7	0.95-1.05
6	S420-/S700-Typ	0.16-0.18	0.95-1.05	0.25-0.35	<0.008	0.07-0.1	<0.1	0.9-1.05	0.7-0.8
7	S355JR-Typ	0.06-0.08	1.5-1.6	0.45-0.55	<0.009	0.02-0.045	<0.1	<0.08	0.35-0.4
8	S355JR-Typ	0.15-0.17	1.5-1.6	0.25-0.35	<0.01	0.02-0.045	<0.18	<0.15	<0.15
9	S355JR-Typ	0.16-0.18	1.5-1.6	0.15-0.25	<0.01	0.02-0.05	<0.18	<0.15	<0.15
10	S355JR-Typ	0.14-0.16	1.4-1.5	0.15-0.25	<0.01	0.02-0.06	<0.08	<0.07	0.15-0.25
11	S355JR-Typ	0.17-0.19	1.15-1.25	0.3-0.4	<0.009	0.02-0.045	<0.28	<0.28	0.2-0.3

Tabelle 5: Zusammenfassung der chemische Zusammensetzungen der betrachteten Stahlmarken. Alle Angaben sind in $[Gew. - \%]$. Die nach Vorgabe für die Mehrzahl dieser Stahlmarken maximal gewünschten P - und S -Gehalte sind $P \leq 0.02\%$ und $S \leq 0.003\%$.

Werksgüte	Stahlmarke	Mo	Ti	V	Nb
1	S460N-Typ	<0.04	<0.01	0.1-0.12	0.02-0.03
2	S460N-Typ	<0.04	<0.01	0.08-0.1	0.025-0.035
3	S420MC-Typ	<0.025	0.007-0.018	0.05-0.07	0.025-0.04
4	S420-/S700-Typ	0.3-0.4	<0.01	0.04-0.06	<0.02
5	S420-/S700-Typ	0.3-0.4	<0.01	0.04-0.06	0.02-0.03
6	S420-/S700-Typ	0.6-0.7	<0.01	<0.02	0.025-0.035
7	S355JR-Typ	<0.04	0.01-0.02	<0.02	0.025-0.035
8	S355JR-Typ	<0.04	<0.01	<0.02	0.02-0.03
9	S355JR-Typ	<0.04	<0.01	<0.02	0.02-0.03
10	S355JR-Typ	<0.04	<0.01	<0.02	0.02-0.03
11	S355JR-Typ	<0.04	<0.01	<0.02	0.015-0.025

Tabelle 6: Fortsetzung von Tab. 6, gezeigt sind die Analysen-Bestandteile der betrachteten Stahlmarken. Alle Angaben sind in $[Gew. - \%]$. Die nach Vorgabe für die Mehrzahl dieser Stahlmarken maximal gewünschten P - und S -Gehalte sind $P \leq 0.02\%$ und $S \leq 0.003\%$.

Es wurden diejenigen Stahlsorten zur genaueren Untersuchung herangezogen, die in mehr als zwei Jahren dieser vierjährigen Vergleichsperiode die Schwelle von 2.5% relativer Ausfallmenge an der Gesamtproduktion der jeweiligen Werksgüte aufwiesen und gleichzeitig in signifikanter Menge produziert werden, so dass eine ausreichend großer Datenbasis verfügbar ist. Diese Kriterien erfüllen, s. auch 45, die in Tabelle 6 gelisteten und hier betrachteten Stahlmarken.

Abhängig vom Detailierungsgrad der durchgeführten Analyse werden verschiedene Datensätze unterschiedlichen Umfangs analysiert; teilweise ausschließlich Stahlwerksprozessparameter, teilweise ausschließlich Walzparameter oder auch Kombinationen von Prozess- und Materialkenngrößen beider Prozesse für ausgewählte oder alle untersuchten Güten zusammen. In der jeweiligen Ergebnisdarstellung wird daher ein separater Hinweis auf die jeweilige konkret verwendete Datengrundlage gegeben. Für das Kapitel mit den Simulationsresultaten wird außerdem noch in einem Unterabschnitt auf die gewählten Randbedingungen für die Simulationsrechnungen eingegangen. Sowohl die statistisch analysierten Prozess- und Qualitätsdaten, als auch die Randbedingungen und Eingangsdaten für die Simulationsmodelle sind entweder direkte Teilmengen der hier beschriebenen Gesamtdatenbasis oder werden mehrheitlich aus den hier genannten Prozessdaten motiviert bzw. aus diesen direkt abgeleitet.

Eine Erläuterung der angewendeten Data Mining Methoden sind im Grundlagenkapitel zu finden (s. Kap. 2.4)

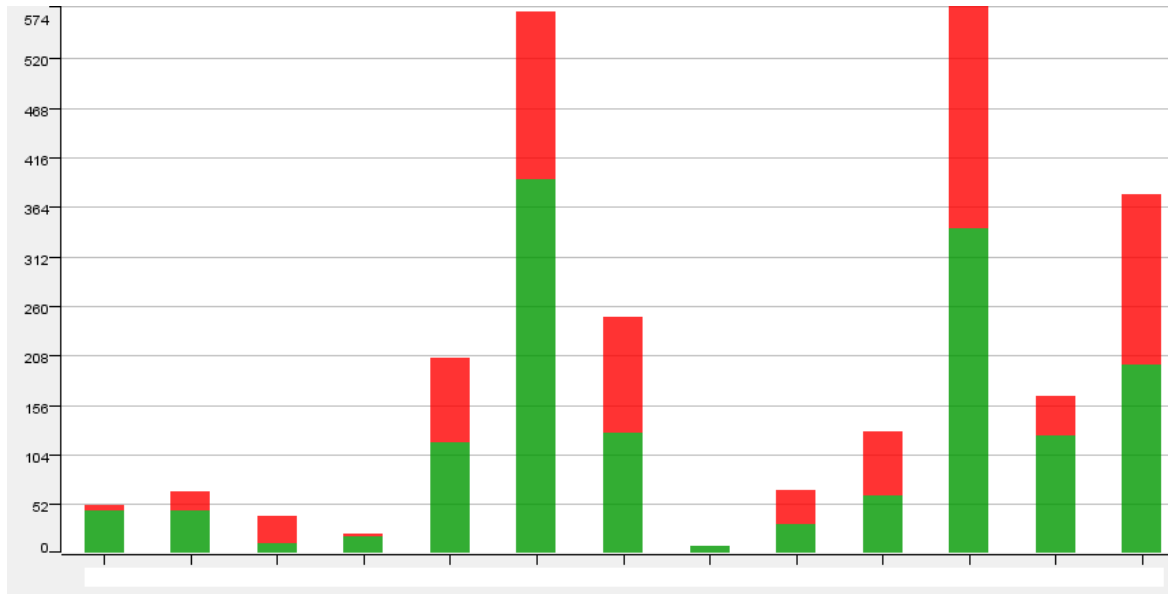


Abbildung 45: Häufigkeitsverteilung der Bleche der betrachteten Güten

3.2.2 Explorative Datenanalyse und deskriptive Statistik

Zur Identifikation bereits eindimensionaler Korrelationen zwischen Qualitätsbefund und Prozessparametern werden für die im vorangegangenen Abschnitt aufgeführten Prozess- und Qualitätsdaten werden getreu dem Motto: „There is no excuse for failing to plot and look“, (John Tukey, 1977 [HMT00]) die Häufigkeitsverteilungsfunktionen, statistischen Kenngrößen wie Modal-, Medianwerte, Quantile und Wertestreuungen sowie zeitlichen Verläufe ermittelt und vergleichend betrachtet. Dabei werden sowohl Überblicksdiagrammtypen wie Matrizen von Streudiagrammen und Korrelationsmatrizen verwendet, als auch Einzelhistogramme und Zeitreihen, in denen farblich die Qualitätsbewertung jedes Datenpunktes kenntlich gemacht ist. Bleche aus Varianten des mikrolegierten St52-Materials mit einer Vormaterialdicke von 350mm (korreliert zwingend mit der dafür genutzten Stranggießanlage SGA4), einem relativ höheren Schlackenanteil an der Gesamtmasse von Schmelze und Schlacke im Konverter, relativ geringerer Spülgasmenge (O_2 -Menge am Konverter und Bodenspülmenge VPL-Anlage), mehr als 12 Vorwalzstichen bei gleichzeitig relativ geringerer Vorwalztemperatur ($T_{Beg.Vorwalz} \leq 1015^\circ C$) sind statistisch häufiger von Brüchigkeitsfehlern betroffen, vgl. Abbildung 46, 47, 48, 49.

Die Walzbedingungen der Walzarten *Thermisch gewalzt* TG, *Thermisch gewalzt und intensiv gekühlt* TG+I und *Thermomechanisch gewalzt und intensiv gekühlt* TM+I führen bei relativ geringerer Walzstarttemperatur ($T_{Beg.Vorwalz} \leq 985^\circ C$) sowie relativ kühlem Gesamtwalz und Abkühlregime ($T_{Fertigwalz} \in [650-880^\circ C]$, $T_{Kuehlstart} \in [600-690^\circ C]$, $T_{Kuehlend} \in [200-400^\circ C]$) statistisch häufiger zu Brüchigkeitsfehlern, s. 48.

In Abbildung 49 sind die Verteilungsfunktionen der im Konverter zugegebenen Kalkmenge, des Schlacken-Schmelzen-Mengeverhältnisses, die während der Hauptblasphase im Konverter eingeblasene Sauerstoffmenge, Prozesszeiten von Hauptblasphase, Abstich, Gesamtbehandlungsdauer, das Mn/S -Verhältnis sowie einige relevante Bauteilalter dargestellt.

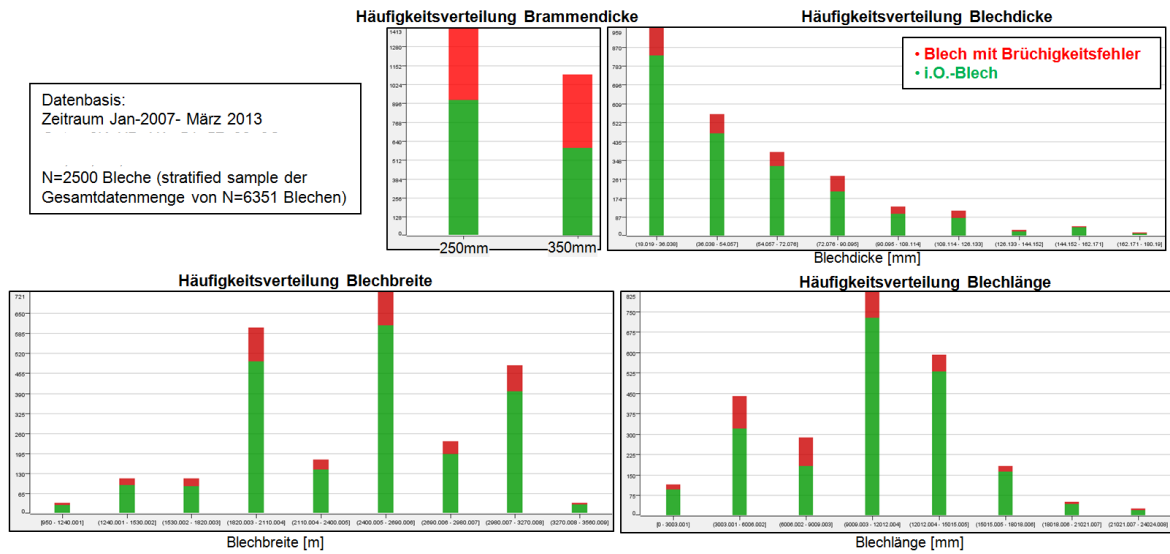


Abbildung 46: Häufigkeitsverteilungen der Vormaterial- und Blechabmessungen. Die Farbeinteilung der Histogrammbalken repräsentiert die Anteile brüchiger (rot markiert) und i.O.-Bleche (grün markierte Datensätze) für die jeweiligen Abmessungsspektren.

Die explorative Datenanalyse zeigt keinerlei eindeutige 1-dimensionale lineare Korrelation des Qualitätslabels mit einer der übrigen betrachteten Eingangsgrößen. Neben den Einzelhistogrammen wird dies im Überblick deutlich bei der Betrachtung von Scatter-Matrix-Plots 98, 98 und Korrelationsmatrizen.

Diese zeigen Korrelationen einiger der betrachteten Prozessparameter untereinander, jedoch nur sehr geringe Verhaltensähnlichkeiten der 1 : 1-Vergleiche des binomial konvertierten Qualitätslabels ($1 \hat{=}$ Bleche m. Bruchigkeit, $1 \hat{=}$ i.O.-Bleche) mit den numerischen Prozess- und Werkstoffparametern. Die stärkste lineare Einzelparameterkorrelation mit dem Qualitätslabel ist bei den Blechabmessungen, der Einlauftemperatur und -geschwindigkeit bei Walzbeginn zu beobachten, wobei diese mit Absolutbeträgen von $c = 0.17, \dots, 0.28$ so gering ausfallen (vgl. Tab. 7), dass sie keinen statistisch gesicherten Hinweis auf einen potentiellen Einfluss auf das Fehleraufkommen darstellen. Auch die klassenseparierte Betrachtung (jeweils für Bleche und Schmelzen mit und ohne Oberflächenfehler) von Histogrammen und Box-Whisker-plots gibt nur einzelne Hinweise auf Tendenzen gewisser Eingangsgrößen, die sich bezüglich des Verteilungsschwerpunkts je Klassenlabel unterscheiden lassen. Es gibt jedoch in jeder Häufigkeitsverteilung große Überlappbereiche und somit keine eindeutige Trennbarkeit von Blechen und Schmelzen mit und ohne Fehlerbefall anhand klar definierbarer Grenzwerte in der 1-dimensionalen Betrachtung einzelner Prozessparameter aus Stahlwerks- und Grobblechwalzprozess.

3.2.3 Klassifikationsergebnisse

Im folgenden Abschnitt wird zunächst der Workflow, der Ablauf der Datenvorverarbeitung, des Modelltrainings und -Tests mit der anschließenden Vorhersagequalitäts-

Produktionsanlagenteile

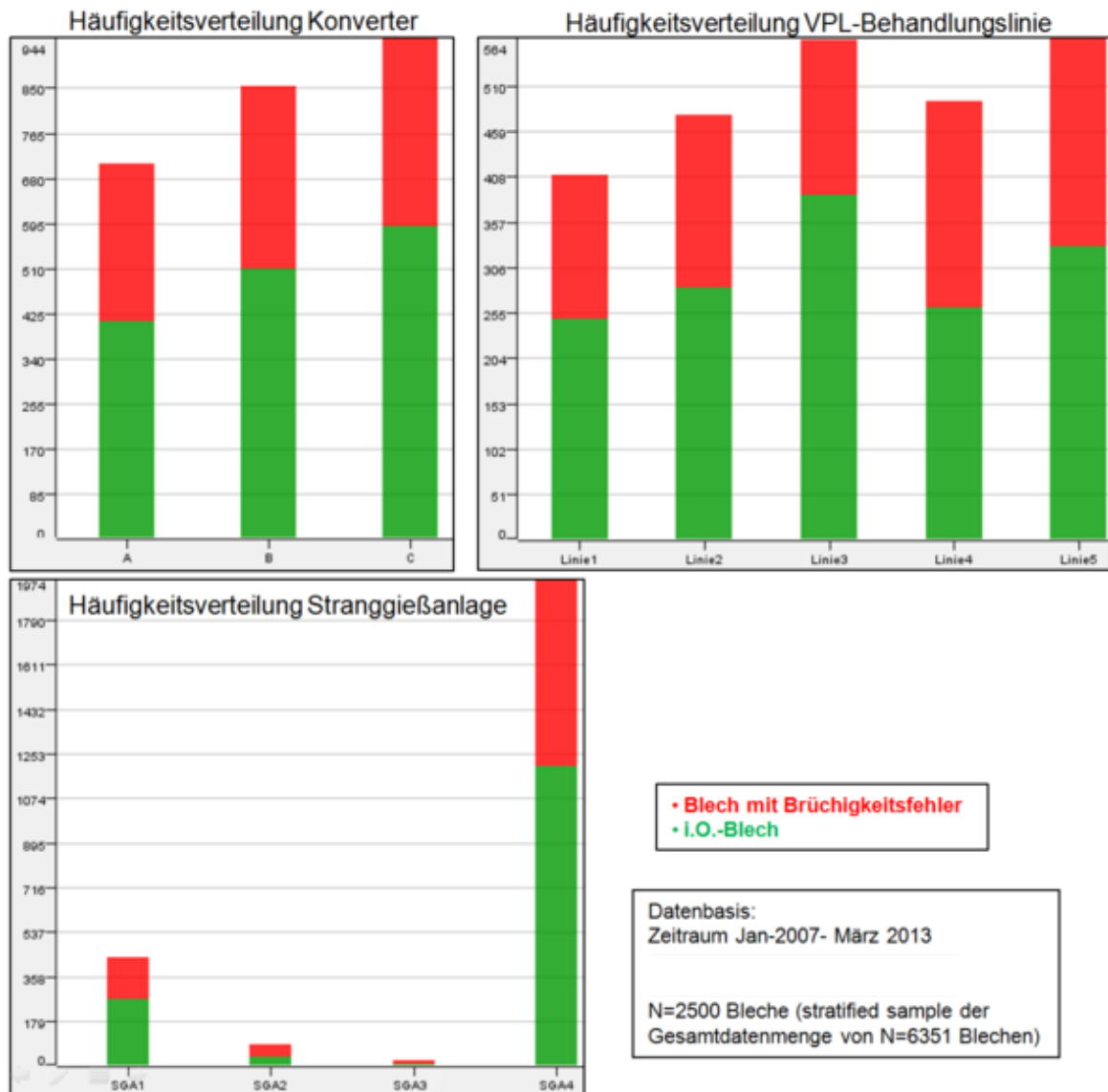


Abbildung 47: Häufigkeitsverteilungen der Anlagenteile, über welche die Schmelzen bzw. Brammen im Stahlwerk prozessiert wurden. Die Anzahl brüchiger (rote Markierung) und fehlerfreier Bleche (grüne Markierung) je Aggregat und Anlagenteil im Stahlwerk sind farbig dargestellt.

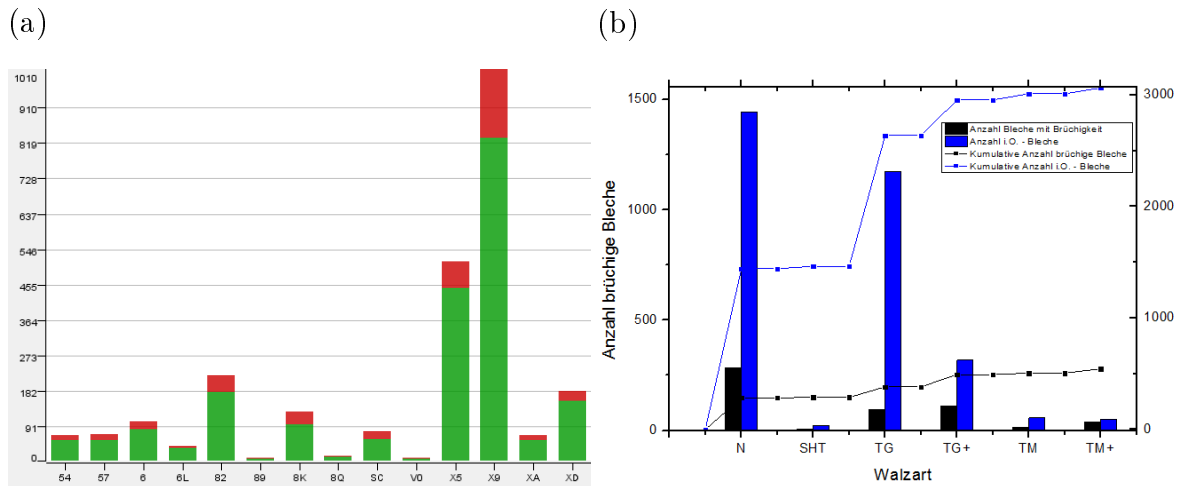


Abbildung 48: Häufigkeitsverteilungen der analysierten Stahlsorten und Walzarten, (a) zeigt die Anteile brüchiger und i.O.-Bleche an der Gesamtproduktion je Stahlsorte, (b) zeigt die Anzahl brüchiger und fehlerfreier Bleche je Walzart sowie die kumulative Häufigkeit.

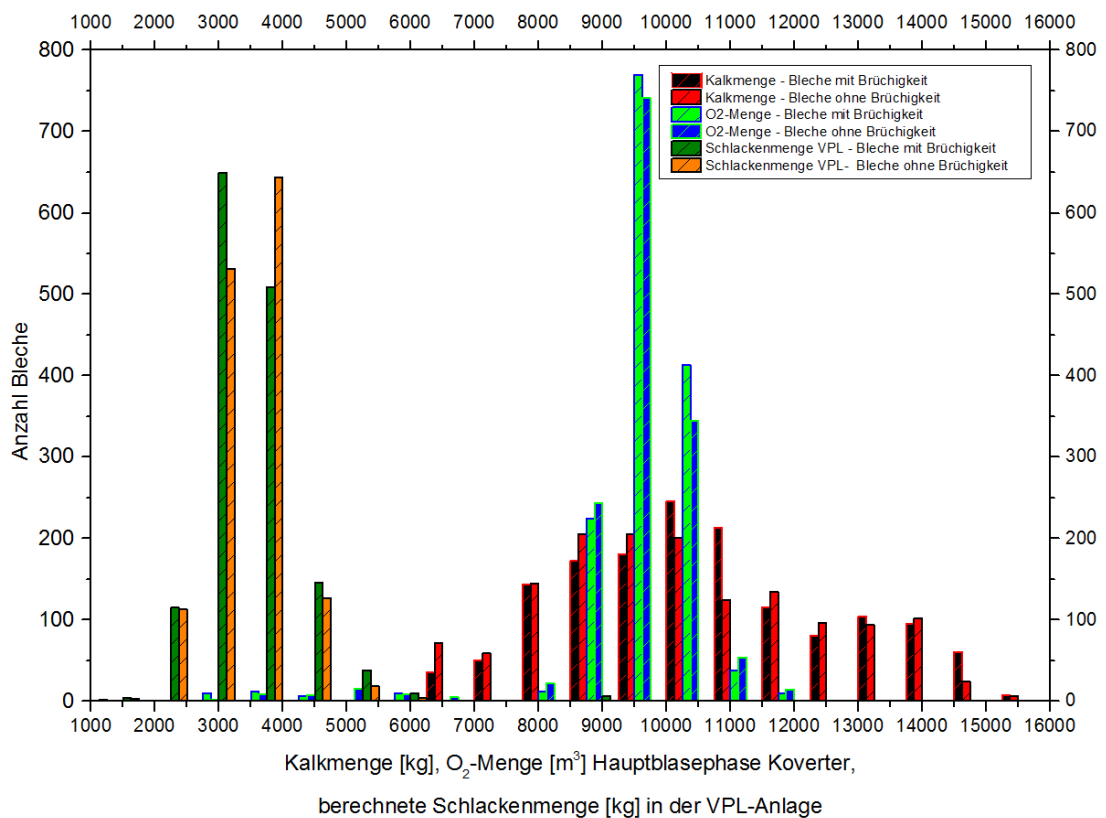


Abbildung 49: Häufigkeitsverteilungen einiger qualitätsbestimmender Größen der Konverterbehandlung. Erkennbar ist, dass relativ größere Anteile an Blechen Brüchigkeit bei höheren Kalk und Schlackenmengen sowie geringeren O₂-Mengen (Summenwert nach Hauptblasphase des Konverters) vorliegen

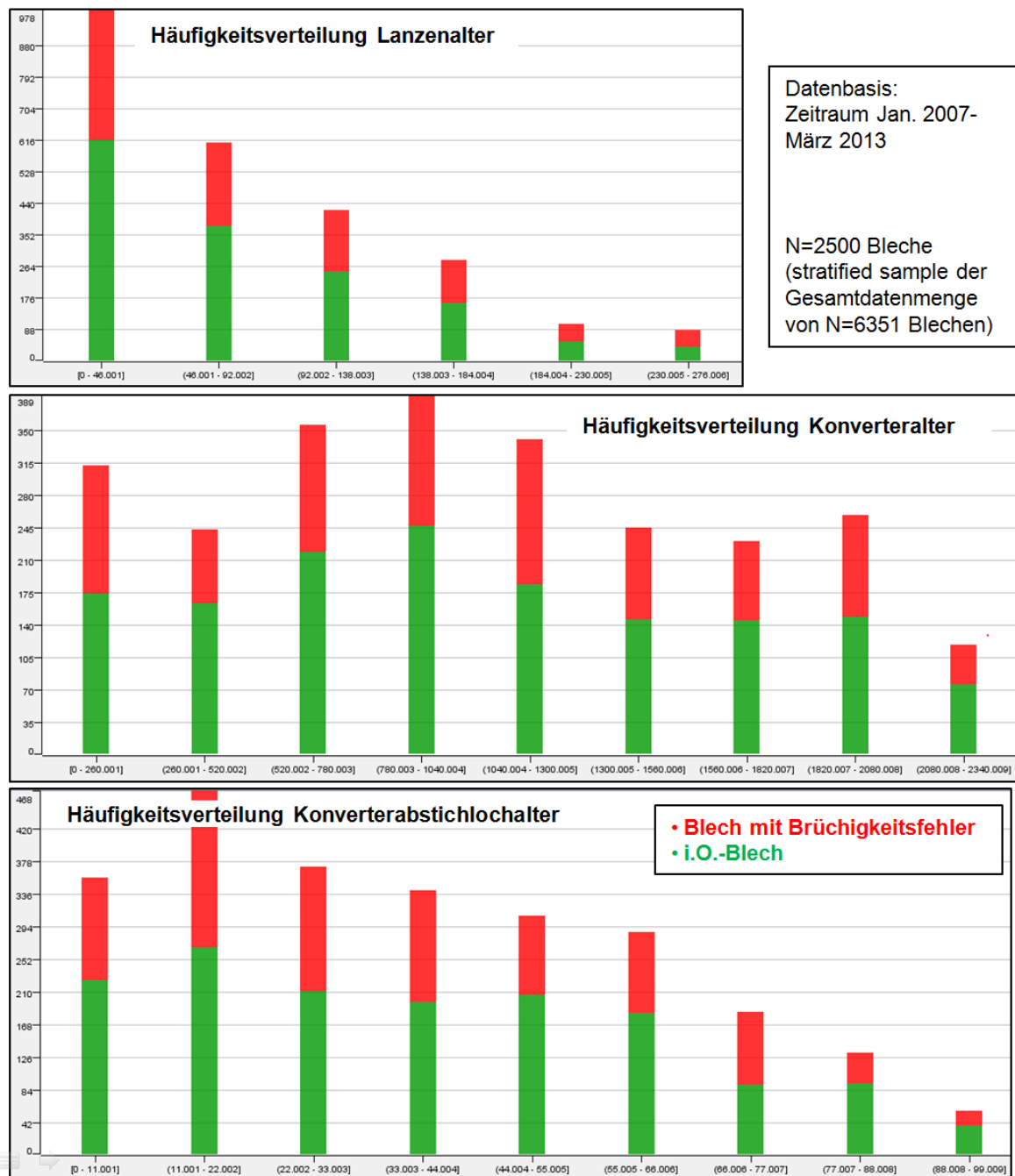


Abbildung 50: Häufigkeitsverteilungen der Bauteilalter von Konverter, Blaslanzen und Konverter-Abstichlöchern.

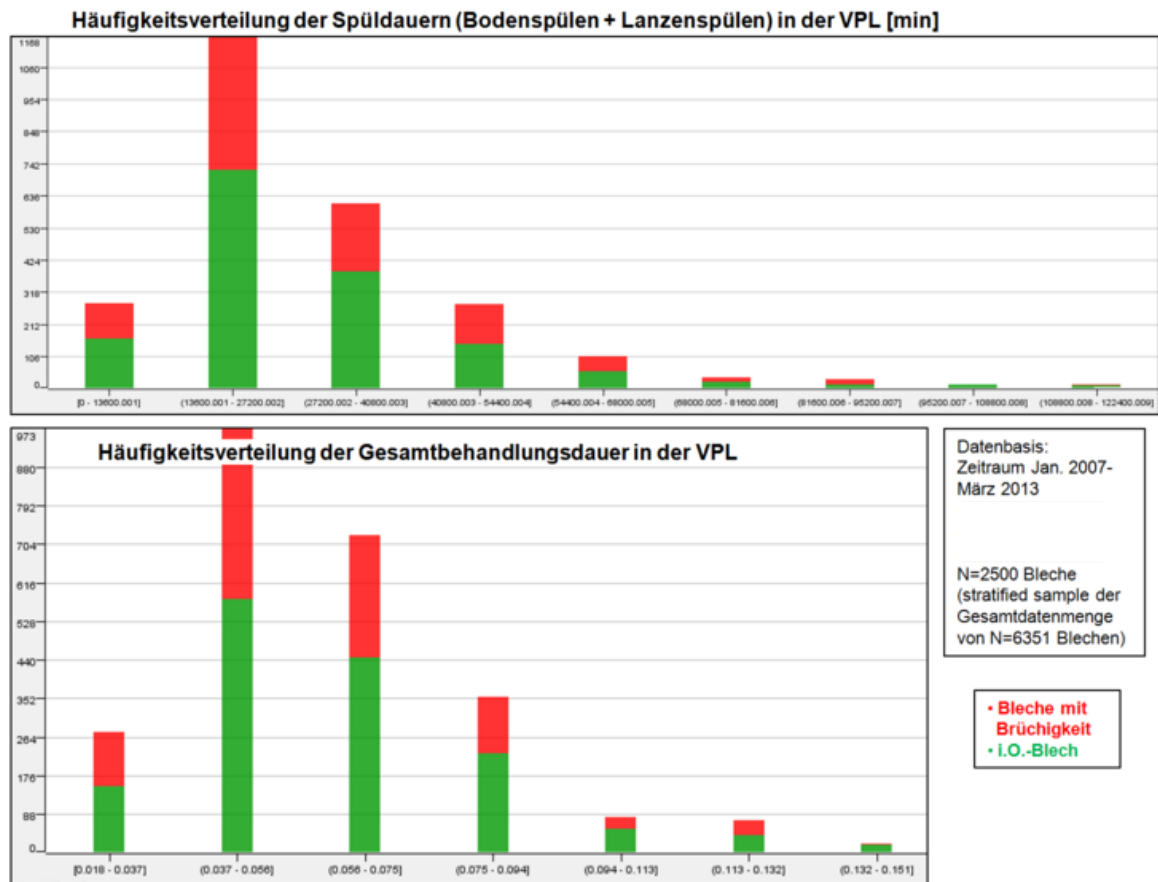


Abbildung 51: Histogramme der Zeitdauern der Spülvorgänge und Gesamtbehandlungszeiten in der VPL.

Parameterbez.	Korrelationskoeffizient
Blechgewicht	0.274
Blechdicke	0.204
Abkühldauer	0.199
N-Gehalt	0.192
Fertigwalztemperatur	-0.171
Gießgeschwindigkeit	-0.201
Einlaufgeschwindigkeit	-0.227
Vorwalztemperatur	-0.284

Tabelle 7: Auswahl derjenigen numerischen Prozessparameter die am stärksten mit dem binomial konvertierten Qualitätslabel korrelieren. Die Korrelationskoeffizienten sind jedoch so gering, dass statistisch keine lineare Verhaltensähnlichkeit zwischen den Prozessparametern und dem Qualitätslabel vorliegt, s.auch ??.

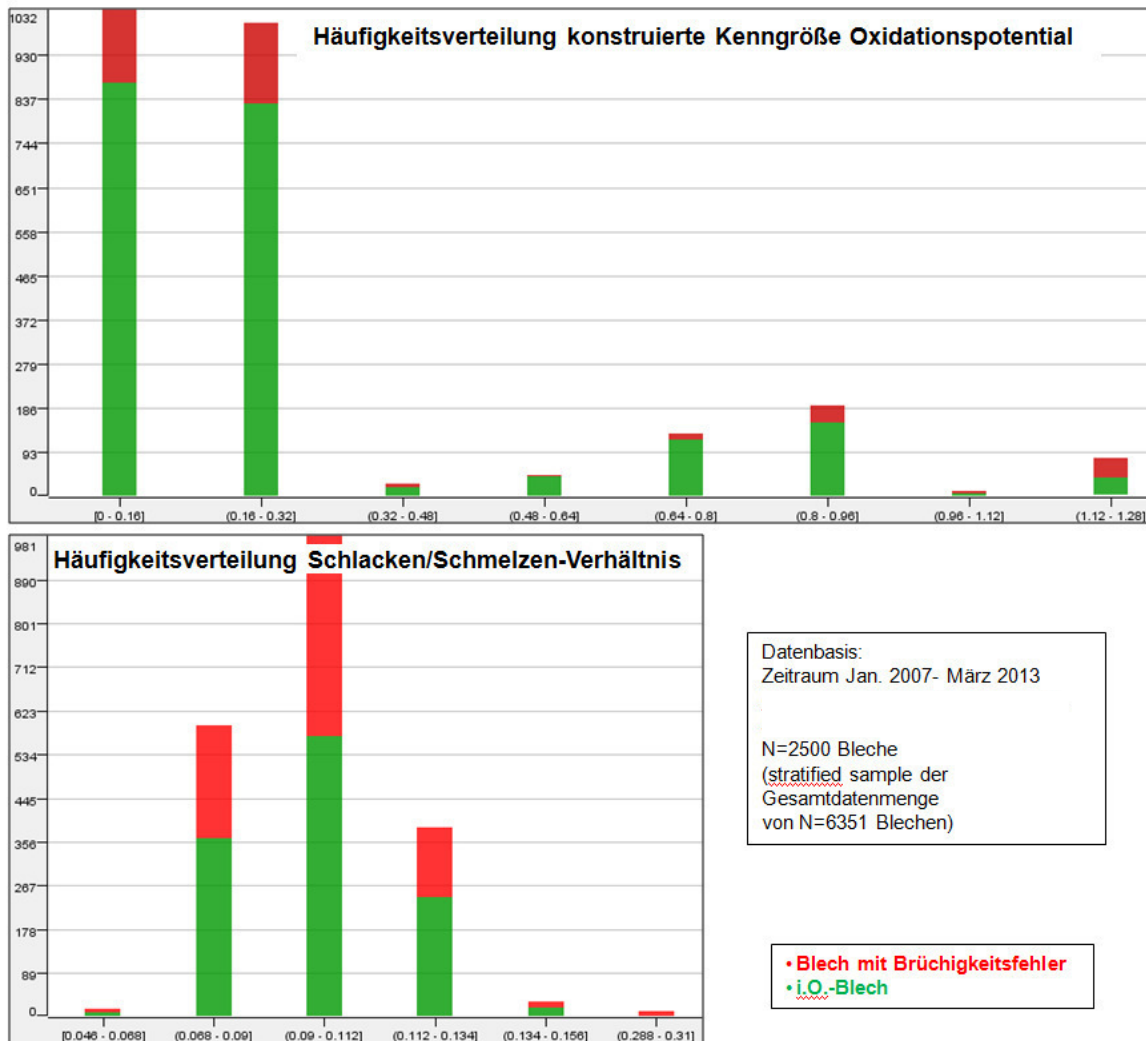


Abbildung 52: Zeigt die Häufigkeitsverteilungen der konstruierten Kenngröße „Oxidationspotential“, einer integraler Anteil sauerstoffaffiner Elemente der Schmelzanalysen und des Schlacken-Schmelzen-Verhältnisses.

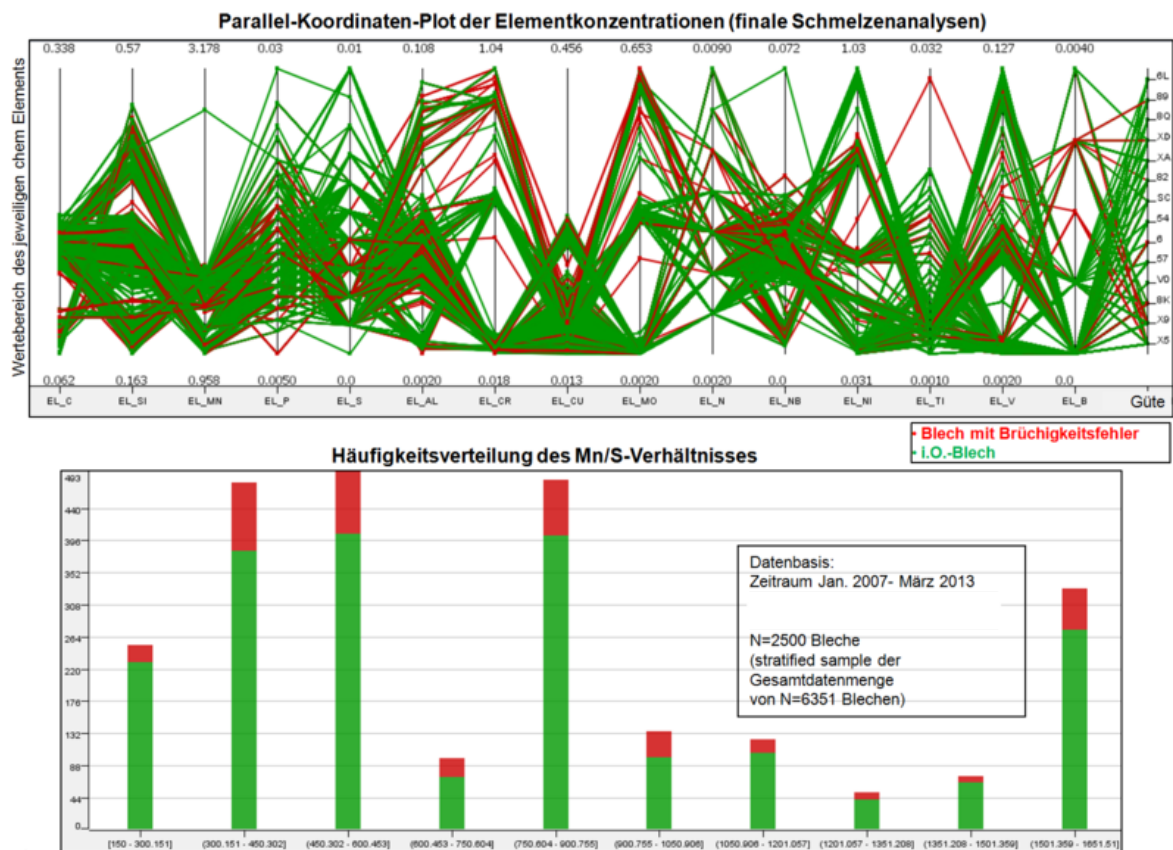


Abbildung 53: Verteilungen aller Elementkonzentrationen sowie des Mn/S-Verhältnisses.

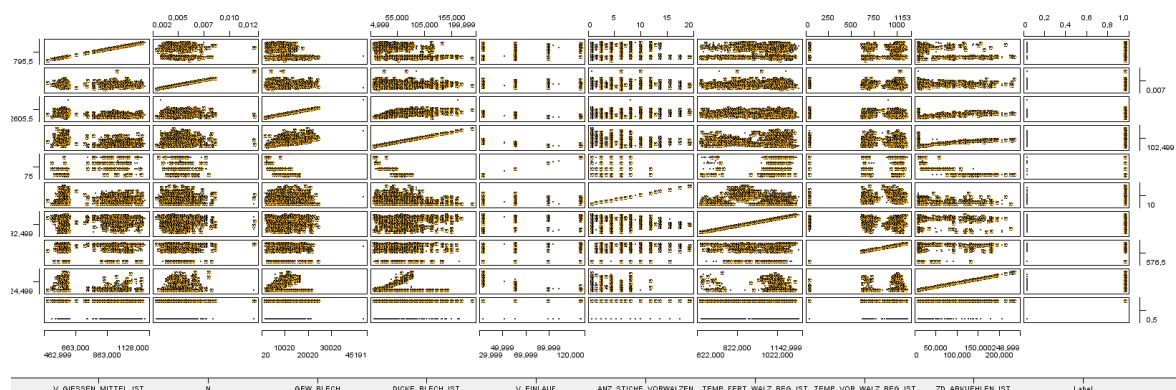


Abbildung 54: Ein beispielhafter Scatter-Matrix-Plot der einige Stahlwerks- und Walzprozessgrößen gegeneinander und gegenüber dem Label aufgetragen darstellt. Die Bleche mit der Bewertung „Brüchigkeit“ sind hier gelblich hervorgehoben. Es lassen sich keine eindeutig separierbaren Cluster mit Brüchigkeitsschwerpunkten identifizieren. Die unterschiedlichen Walzregimes werden durch die Cluster unterschiedlicher Walztemperaturen- und Stichanzahlen abgebildet.

bewertung während der Prozessanalyse erläutert. Anschließend werden die genutzten Modellansätze verglichen, bevor die konkreten Ergebnisse der Prozessanalysen in Bezug auf die Brüchigkeitsklassifikation dargestellt werden.

Es wurden drei unterschiedliche Programmpakete zur Durchführung der Data Mining Analysen genutzt: *RapidMiner* [RI], *KNIME* [BC], [BCD⁺07] und *GNU Octave* [com14]. Ein beispielhafter Ablauf der Datenvorverarbeitungs- und -Analyseschritte ist in 55 gezeigt. Bei der Datenvorverarbeitung werden korrelierte Eingangsparameter, die einen absoluten linearen Korrelationskoeffizienten $\rho > 1$ haben herausgefiltert. Dabei wird eine manuelle Auswahl getroffen welche der korrelierten Größen beibehalten und welche herausgefiltert werden. Außerdem werden konstante Parameter mit einer Varianz < 0.1 bei normierten Wertebereichen nicht berücksichtigt. Nur halbautomatisch und mit größeren manuellen Eingriffen werden eingangsgrößenabhängig fehlende und unplausible Werte identifiziert und ersetzt bzw. mit *not a number* (NaN) -Werten gefüllt; so werden z.B. fehlende Werte bei der Analysen- und Schmelzentemperaturmessung durch Werte der nachfolgenden bzw. bei nicht Existenz einer Folgemessung der vorangegangenen Messung oder NaNs bei Vorliegen nur einer einzigen unvollständigen Messung ersetzt. Da die Feststellung unplausibler Werte teilweise erst nach Diskussion der ersten Ergebnisse der Data Mining Untersuchungen mit den Prozessverantwortlichen im Stahl- und Walzwerk möglich war, konnte auch die Datenvorverarbeitung beim Ersatz und der Filterung dieser fehlerhaften Daten nur begrenzt automatisch erfolgen. Nach Festlegung realistischer Wertestreuungen und -Ranges wurden für Detailanalysen und neue Datenzusammensetzungen ebendiese in automatischen Filteroperationen angewendet.

Zur Bewertung der Modellqualität werden der Klassifikationsfehler, die absoluten und relativen Anteile falsch klassifizierter Testdatensätze je Labelausprägung (je Fehlerklasse) und insgesamt, sowie die sogenannte *accuracy*, die allgemeine und Fehlerklassenspezifischen Anteile korrekt vorhergesagter Testdatensätze, herangezogen und in einer Konfusionsmatrix zusammengefasst 58.

Data Mining Modellvergleich Vor der Zusammenfassung, Interpretation und Diskussion der mittels der Data Mining Modelle generierten statistischen Hinweise auf potentielle Einflussgrößen und mit den Brüchigkeitsfehlern korrelierter Prozessparameterkombinationen sollen hier die unterschiedlichen Klassifikationsansätze hinsichtlich gewählter Modellkonfiguration, Vorhersagequalität vergleichend dargestellt werden. Neben Entscheidungsbäumen wurden Support Vector Maschinen und Radial Basis Function (Gaussian) Network-Algorithmen (RBF-Network) angewendet. Die beiden Black-Box-Verfahren SVM und RBF-Network sind einerseits zum Beweis der Machbarkeit und Motivation, dass „modellfreie statistische Ansätze“ für die hier untersuchte Fragestellung geeignet sind und zur Klassifikation der Stahlwerks- und Grobblechwalz-Prozessdaten nach Instanzen von Blechen mit und ohne Brüchigkeitsfehler erfolgreich (mit ausreichend hoher Vorhersagesicherheit) genutzt werden können. In Tab. 8 sind die Einstellmöglichkeiten der jeweiligen Klassifikationsverfahren zusammengefasst und in Abb. 56 die Ergebnisse der Modelltests (Konfusionsmatrizen) und soweit angebar die Modellparameter bzw. -Funktionen dargestellt.

Die Vorhersagequalität der SVM und des RBF-Network sind mit durchschnittlich 88 – 93% nicht ganz so gut wie die nachfolgend gezeigten Entscheidungsbäume. Nach einer

Ablaufschema Klassifikationsanalyse

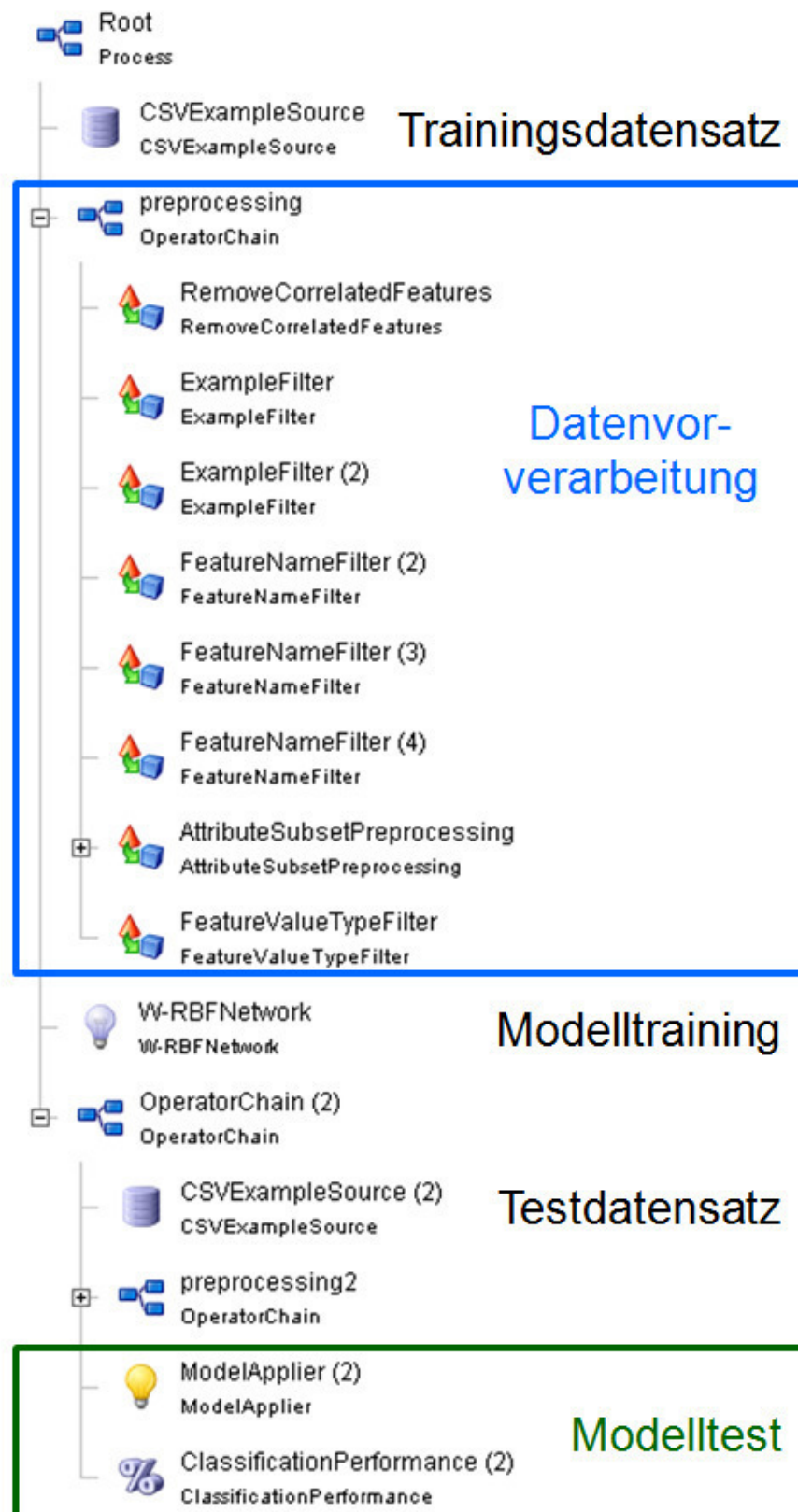


Abbildung 55: Ablaufdiagramm der Modellierungsphase des Data Minings. Nach dem Einlesen der Trainingsdaten werden diese vorverarbeitet, der Klassifikator trainiert, anschließend ein unabhängiger Testdatensatz¹²² eingelesen, analog zum Trainingsdatensatz vorverarbeitet und abschließend bewertet.

W-RBFNetwork			
Radial basis function network (Logistic regression applied to K-means clusters as basis functions):			
Logistic Regression with ridge parameter of 1.0E-8 Coefficients...			
	Class		
Variable	sonstige	Blech i.O.	
=====			
pCluster_1_0	3.7266	1.2873	
pCluster_1_1	-1.2437	0.3328	
pCluster_2_0	-1.7458	-1.1488	
pCluster_2_1	-2.045	-2.1061	
Intercept	-20.7113	1.6361	
Odds Ratios...			
	Class		
Variable	sonstige	Blech i.O.	
=====			
pCluster_1_0	41.5369	3.623	
pCluster_1_1	0.2883	1.3948	
pCluster_2_0	0.1745	0.317	
pCluster_2_1	0.1294	0.1217	
accuracy: 88.43%			
	true Blech i.O.	true Bruchigkeit	class precision
pred. Blech i.O.	173	9	95.05%
pred. Bruchigkeit	16	18	52.94%
class recall	91.53%	66.67%	

Abbildung 56: RBF-Network mit den logistic regression Funktionen, die mit der unten angegebenen Vohersagesicherheit zu den beiden Ziel-Klassen führen.

weiteren Modelloptimierung, insbesondere durch ein Modelltraining an Stahlmarken-spezifischen Teildatenmengen könnten sie zur automatischen Klassifikation zukünftiger Prozessdaten angewendet werden. Eine Interpretation und damit einen Wissensgewinn wäre nur dann möglich, wenn lineare Kernel-Funktionen angewendet würden, was für das hier betrachtete Klassifikationsproblem nicht funktioniert hat; lineare Separabilität der Datenvektoren der beiden Qualitätslabelausprägungen „i.O.-Blech“ und „Blech mit Bruchigkeit“ im nicht-transformierten Eingangsdatenraum nicht gegeben.

Gütenübergreifende Analysen In einem ersten Schritt werden die Daten aller Güten betrachtet, die gewisse Aufttrittshäufigkeiten und damit auch relevante Aufttrittswahrscheinlichkeiten von Bruchigkeiten bzw. Schalenfehlern aufweisen. Diese umfassen höherfeste mikrolegierte Güten der Stahlmarken *S355* - *S690*, eine Röhrengüte, die einem X65 nach API entspricht und varianten eines mikrolegierten Baustahls *ST52 + Nb, V, Ni* als Niobkonzept mit Anteilen an Vanadium und Nickel.

Einstellungen/ Settings der Klassifikationsalgorithmen				
Parameter / Verfahren	RBF-Network	SVM	Entscheidungsbaum1	Entscheidungsbaum2
Anzahl Klassen(-Mittelpunkte)	2	2	2	2
local random seed	1	1	1	1
minimale Standardabweichung von Klassenmittelpkt.	0.1			
ridge value (log-regression)	1.0×10^8			
Optimierungskriterium	mittl. Fehler	mittl. Fehler	information gain	gain ratio

Tabelle 8: Übersicht der verwendeten Klassifikationsverfahren und der gewählten Einstellungen der Modellparameter

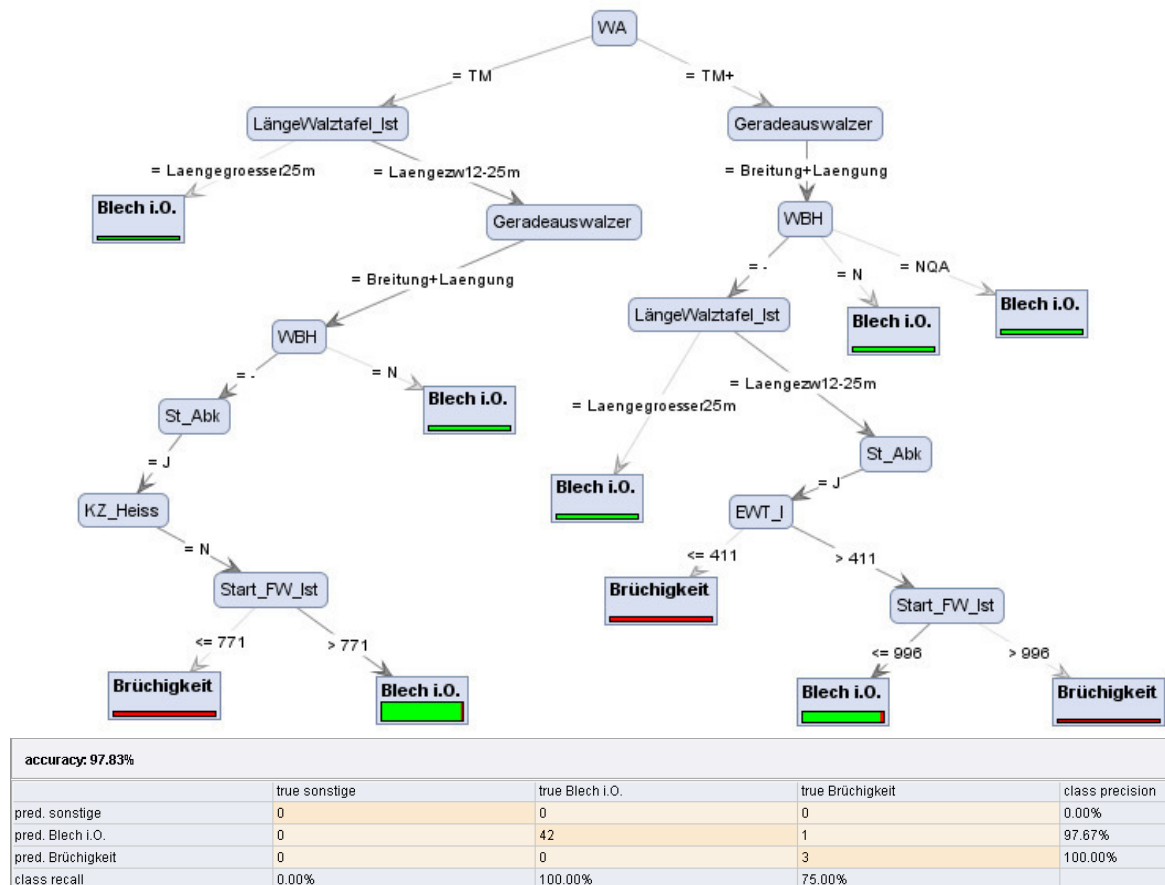


Abbildung 57: Entscheidungsbaum Güte 6L (S690QL-Typ), der Eingangsdatensatz umfasst Grobblechwalzdaten und die chemischen Analysen der Bleche, Zeitraum Jan.-Aug. 2012, der Testdatensatz, an dem die im unteren Bildabschnitt dargestellte Bewertungsmatrix berechnet wurde umfasst N=46 Datensätze. Hier stehen die Präfixe "pred" jeweils die Vorhersagen (prediction) und "true" für die tatsächlichen Labelausprägungen (wahre Klassen), "class recall" bezeichnet die Prozentanteile, mit der die jeweilige Label-Klasse korrekt vorhergesagt wurde und "class precision" ist die Vorhersagegenauigkeit aller Prädiktionen einer Klasse.

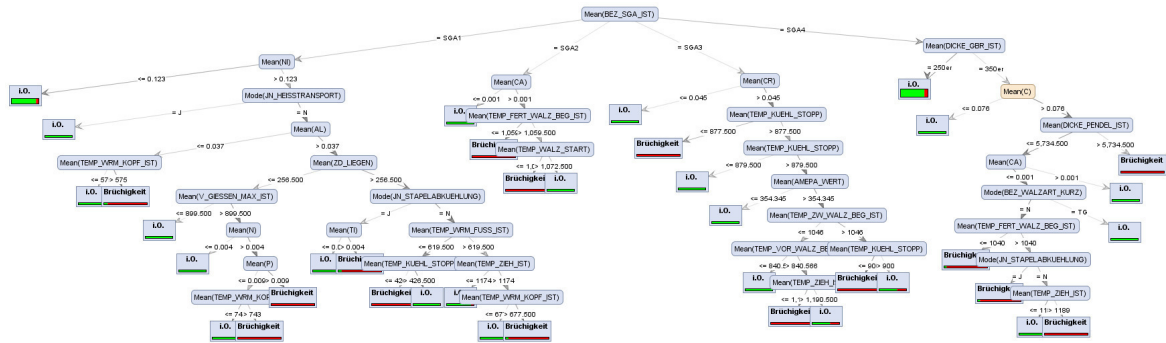


Abbildung 58: Entscheidungsbaum als Ergebnis einer Klassifikationsrechnung an Stahlwerks- und Grobblechwalzdaten. Der Trainingsdatensatz umfasst die Daten von 1768 Blechen und zugehörigen Stahlschmelzen aus dem Zeitraum Jan. 2010 - Okt. 2011. Die betrachteten Güten sind 8K, 6L, 54, 57, XA, XD, X5, X9, SC, 82, 8Q. Es ist die Differenzierung und damit der wahrscheinlich sowohl das Produktionsspektrum und die Verplanungspraxis der einzelnen Güten und mit ihnen verknüpften bestellten Abmessungen der Brammen, als auch die Prozesseinflüsse der einzelnen Stranggießanlagen der SZFG sichtbar; die erste Aufspaltung erfolgt in die vier vorhandenen Stranggießanlagen.

In Abbildung 58 ist ein Entscheidungsbaum als Ergebnis der Klassifikationsanalyse nach den vorliegenden Qualitätslabels „Brüchigkeit“ und „i.O.“ dargestellt. Das erste Differenzierungsmerkmal ist die Aufteilung in die vier Stranggießanlagen der SZFG. Diese korrelieren einerseits mit dem betrachteten Produktions- bzw. Produktspektrum - dabei insbesondere den Güten und Abmessungen. Andererseits ist die Differenzierung in Stränge, die über die vier unterschiedlichen Stranggießanlagen vergossen werden auch ein Hinweis auf die prozesstechnischen Einflussfaktoren der jeweiligen Stranggießanlagen oder mit ihnen korrelierter Größen. So werden die 350mm-Brammen und die aus diesen gefertigten dicken Grobbleche ausschließlich über Stranggießanlage 4 (SGA4) vergossen. In Kombination mit überperitektischer Analyse ($C > 0.078\%$), niedrigen Fertigwalztemperaturen ($T_{\text{Beginn FW}} \leq 1040^\circ\text{C}$) und einer Abkühlung im Stapel sind Bleche dieser Prozessroute vermehrt von Brüchigkeit/ Schalenfehlern betroffen.

Bei Vormaterial aus den übrigen Stranggießanlagen sind statistisch gesehen Kombinationen relativ höherer Elementkonzentrationen von Ca , Cr , Ni , N , Al , P , Ti und Walztemperaturen kritisch. Die Senkrechtbiegeanlage SGA3, die insbesondere bei C-Stählen genutzt wird, ist ein Gehalt von $Cr > 0.045\%$ bei gleichzeitig relativ niedrigeren Walz- ($T_{\text{Beginn ZW}} \leq 1046^\circ\text{C}$) und Kühltemperaturen ($T_{\text{Kuehlstopp}} \leq 877^\circ\text{C}$) potentiell kritisch im Hinblick auf den Fehlerbefall.

Bei den über SGA1 und SGA2 vergossenen Güten korrelieren die mittleren Konzentrationen an $Ca > 0.001\%$, $P > 0.01\%$, $Cr > 0.0046\%$, $Ni > 0.123\%$, $Al > 0.037\%$ und $N > 0.004\%$ sowie Gießgeschwindigkeiten $v_{\text{giess}} > 0.899\text{m/min}$ mit dem Auftreten von Brüchigkeit/ Schalenfehlern am Grobblech. Außerdem sind auch hier die Walztemperaturen, hierbei insbesondere die Walzstarttemperaturen, die Warmrichttemperaturen und die Kühltemperaturen der aktiven Blechkühlung (Wasserbeaufschlagung) Größen,

die bei der Klassendifferenzierung als statistisch relevant an den Verzweigungen des Entscheidungsbaums auftreten.

Ergebnis Data Mining Güte SC Die Klassifikationsergebnisse für Bleche der S...MC-Güte (Werksgüte SC) sind durch folgende Liste an Prozessbedingungen zusammenzufassen: Es sind vermehrt dünne Bleche mit einer Blechdicken von $d \leq 101mm$ betroffen, die außerdem noch die Bedingungen erfüllen

- Breite $b_{Blech} \leq 2145mm$
- Breite $b_{Blech} \leq 2145mm$ UND $Si \geq 0.19\%$ und Mn/S -Verhältnis $> 0,71\%$
- Walzstarttemperatur bei Beginn Fertigwalzen $T_{Beg,Fertigwalz} \leq 1037.5^\circ C$
- Oxidationspotential > 0.099

Ergebnis Data Mining Güte 4 (S700/ S690-Variante) Die Ergebnisse der Klassifikationsanalyse für Bleche eines S690-17-VMoCrNi-Stahls (Werksgüte 4) lassen sich wie folgt zusammenfassen: Bleche mit Brüchigkeit treten vermehrt auf, wenn

- Länge $> 25m$ UND Oxidationspotential > 0.234 UND Zeit zwischen Gießen und Walzen ≥ 16.5 Tage
- Länge $= 12 - 25m$ UND Blechbreite $> 2.525m$ UND relative Dickenabnahme gesamt $> 79\%$
- Länge $< 12m$ UND Walzart = „NHA“
- Länge $< 12m$ UND Walzart = „N“ UND Blechbreite $> 2.4m$
- Länge $< 12m$ UND Walzart nicht angegeben UND Mn/S -Verhältnis ≥ 1.156
- $N > 0.007wt - \%$
- $Ni > 0.218wt - \%$

Ergebnis Data Mining Güte 5 (S700/ S690-Variante) Die Ergebnisse der Klassifikationsanalyse für Bleche eines S690-17-NbVMoCrNi-Stahl (Werksgüte 5) sind aus den Entscheidungsbäumen wie folgt abzulesen: Bleche mit Brüchigkeit treten vermehrt auf, wenn

- Kohlenstoffequivalent $\leq 0.412\%$ UND $T_{Start-FW-IST} \leq 751^\circ C$ UND $T_{Zieh-IST} > 1148.5^\circ C$
- Kohlenstoffequivalent $\leq 0.412\%$ UND relative Breitenzunahme $\leq 38.9\%$
- Kohlenstoffequivalent $\leq 0.412\%$ UND $T_{Start-FW-IST} > 751^\circ C$ UND $Ni > 0.22wt - \%$ UND $Si > 0.336wt - \%$ UND Mn/S -Verhältnis $< 1.55\%$
- Kohlenstoffequivalent $\leq 0.412\%$ UND $T_{Start-FW-IST} > 751^\circ C$ UND $Ni < 0.22wt - \%$ UND $T_{Start-VW-IST} \leq 950^\circ C$

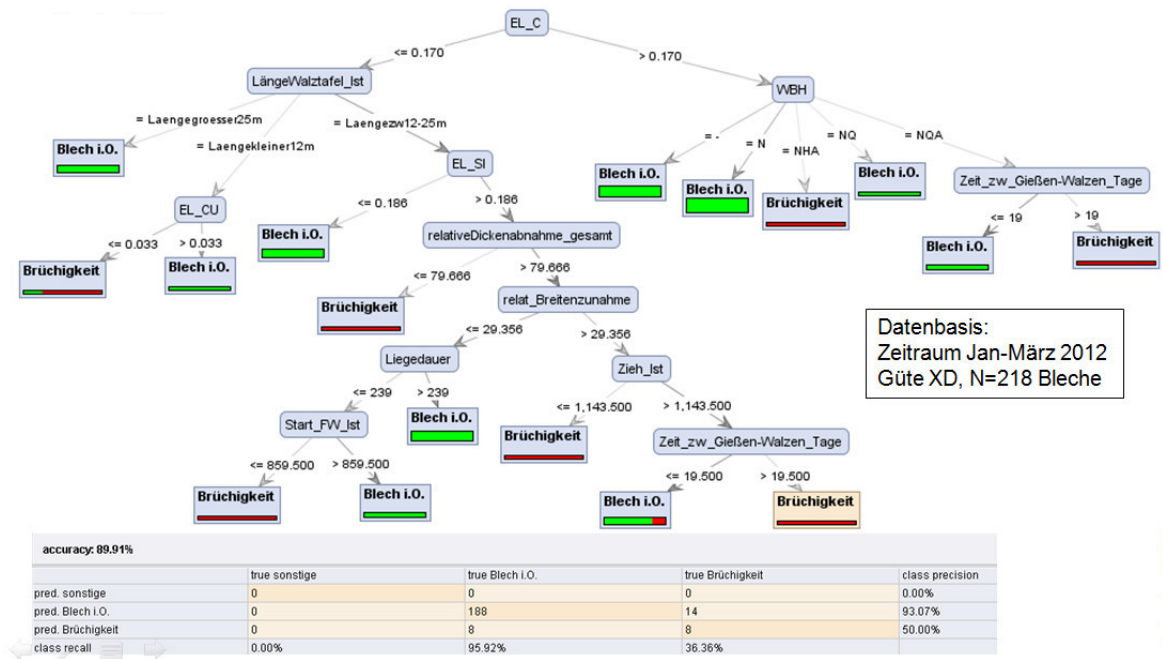


Abbildung 59: Entscheidungsbaum, trainiert an $N = 218$ Datensätzen der Stahlmarke 11 (S355JR-Typ) und getestet an einer unabhängigen Datenmenge gleichen Umfangs. Die Daten stammen aus dem Zeitraum Jan.-März 2012. Die Vorhersagesicherheit ist insgesamt und klassenspezifisch in der Tabelle im unteren Bildbereich zusammengefasst.

Ergebnis Data Mining Güte 11 (S355-JR) Die Bleche der Werksgüte 11 teilen sich in Chargen mit Kohlenstoffgehalten $C > 0.17\%$ und $C \leq 0.17\%$, für welche jeweils folgende Bedingungen mit dem vermehrten Auftreten von Bruchigkeit korrelieren:

- C-Gehalt $> 0.17\%$ UND Wärmebehandlung „Normalisieren, Härten und Anlassen“ sowie „Quetten“
- C-Gehalt $\leq 0.17\%$ UND $Si > 0.186\%$ UND relative Dickenabnahme $> 80\%$ UND relative Breitenzunahme $> 30\%$ UND Ziehtemperatur $T_{Zieh} < 1140^\circ C$
- C-Gehalt $\leq 0.17\%$ UND $Si > 0.186\%$ UND relative Dickenabnahme $> 80\%$ UND relative Breitenzunahme $< 30\%$ UND Liegezeit $< 239min$ UND Walzstarttemperatur bei Beginn Fertigwalzen $T_{Beg,Fertigwalz} \leq 859.5^\circ C$

Ergebnis Data Mining Güten 1 und 2 (S420N- und S460N-Typ) Die statistischen Hinweise aus den Klassifikationsanalysen 60 für zwei Stahlmarken des Typs S420N/ S460N (Werksgüten 1 und 2) lauten für das vermehrte Auftreten von Bruchigkeiten: Alle Bleche mit Bruchigkeit sind normalisierend gewalzt worden und hatten mehrheitlich

- hatten ein Mn/S-Verhältnis > 1.6
- wurden gequettet

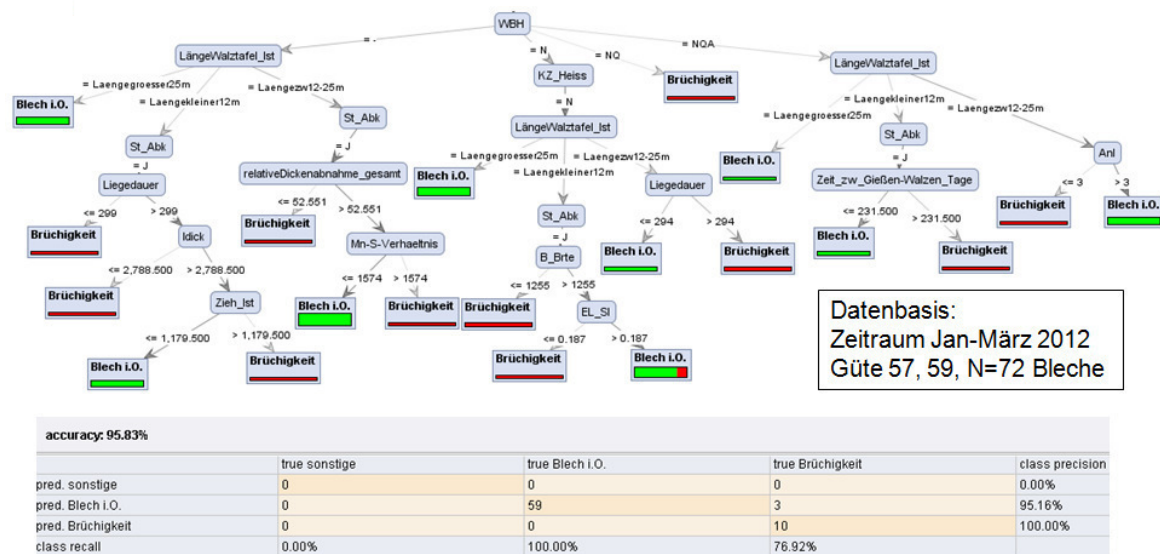


Abbildung 60: Entscheidungsbaum, trainiert an $N = 72$ Datensätzen der Stahlmarken 1 und 2 (S420N- und S460N-Typ) und getestet an einer unabhängigen Datenmenge gleichen Umfangs. Die Daten stammen aus dem Zeitraum Jan.-März 2012. Die Vorhersagesicherheit ist insgesamt und klassenspezifisch in der Tabelle im unteren Bildbereich zusammengefasst.

- Liegedauer Wiedererwärmofen $\leq 299min$
- bei Blechen mit einer Länge $l \leq 12m$ traten die Fehler vermehrt bei Stapelabkühlung auf

Ergebnis Data Mining Güte 6 (S690QL/ S700 Abmessungsspezifisch je nach Länge der Walztafeln lassen sich folgende potentiell kritische Kombinationen von Prozessparametern identifizieren:

- lange und damit tendenziell eher dünne Grobbleche mit einer Länge von $l \geq 25m$ sind bei dieser Güte immer fehlerfrei
- Bleche mit einer Länge $l \in [12; 259m]$ weisen vermehrt Bruchigkeit auf, wenn
 - Cu -Gehalt $> 0.2\%$
 - relative Dickenabnahme $> 52\%$
 - Nb -Gehalt $> 0.02\%$
 - Kühlrate bei der Schnell-/ Intensivkühlung („accelerated cooling“, acc) $Kh_{rate_{acc}} > 6.45K/s$
- Bleche mit kürzeren und damit tendenziell dickeren Abmessungen, $l < 12m$ sind vermehrt von Bruchigkeit betroffen, wenn

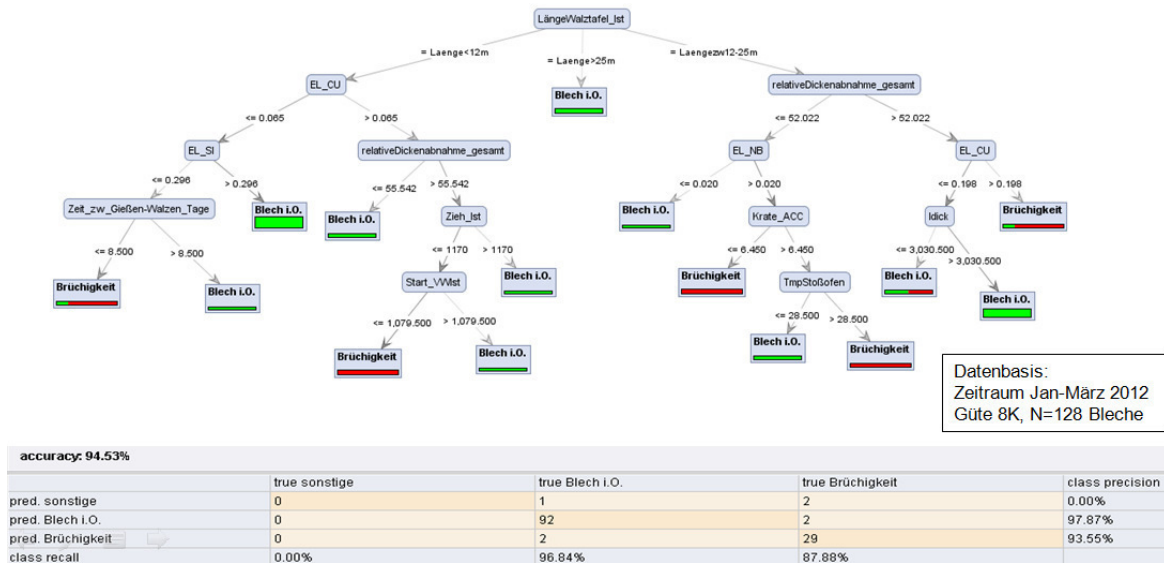


Abbildung 61: Entscheidungsbaum, trainiert an $N = 128$ Datensätzen der Stahlmarke 8K (S690QL-Typ) und getestet an einer unabhängigen Datenmenge gleichen Umfangs. Die Daten stammen aus dem Zeitraum Jan.-März 2012. Die Vorhersagesicherheit ist insgesamt und klassenspezifisch in der Tabelle im unteren Bildbereich zusammengefasst.

- Cu -Gehalt $> 0.065\%$
- relative Dickenabnahme $> 56\%$
- Ziehtemperatur $T_{Zieh} \leq 1170^\circ C$
- Walzstarttemperatur Vorwalzen $T_{Walzstart, VW} \leq 1079^\circ C$

In Abb. 61 ist ein Entscheidungsbaum dargestellt, aus welchem sich diese statistischen Klassifikationsregeln ableiten lassen.

Ergebnis Data Mining metallographische Befunde Auf Basis eines Trainingsdatensatzes mit anhand der metallographischen Befunde von 132 Grobblechen vergebenem Qualitätslabel werden Entscheidungsbäume erstellt und mittels 132 weiterer, unabhängiger Testdatensätze getestet. Die Vorhersagesicherheit liegt insgesamt bei 98.4% bis 100% und beträgt für die vier Fehlerklassen jeweils bei 67% für NME, 100% für Überwalzungen, 100% bei Zunderschalen mit innerer Oxidation beidseitig, 100% bei Zunderschalen ohne innere Oxidation und 98% bei i.O.-Blechen. Die Anzahl Fehlklassifikationen liegt bei 2 von 132, wobei zwei i.O.-Bleche inkorrekt als mit NME behaftet klassifiziert wurden, vgl. Abb. 62. NME, nicht metallische Einschlüsse, sind hier am gewalzten Blech im Schalenfehler identifizierte Einschlusszeilen mit nachweislich via EDX-Analyse ermittelten Anteilen von Tonerde (Al_2O_3), K , Na , Ca und SiO_2 und einer Größenausprägung zwischen $5 \dots 50 \mu m$ in Blechdickenrichtung und bis zu mehreren $100 \mu m$ in Einschlusszeilenrichtung in der Blechebene, s. auch Abb. 74 und Abb. 73. Die Gütenverteilung der 264 betrachteten Grobbleche entspricht nicht der aus der großen statistischen Analyse des vorangegangenen Abschnitts. Dies ist der begrenzten Schnittmenge von Blechen mit vollständigen Produktionsdaten aus Stahl-

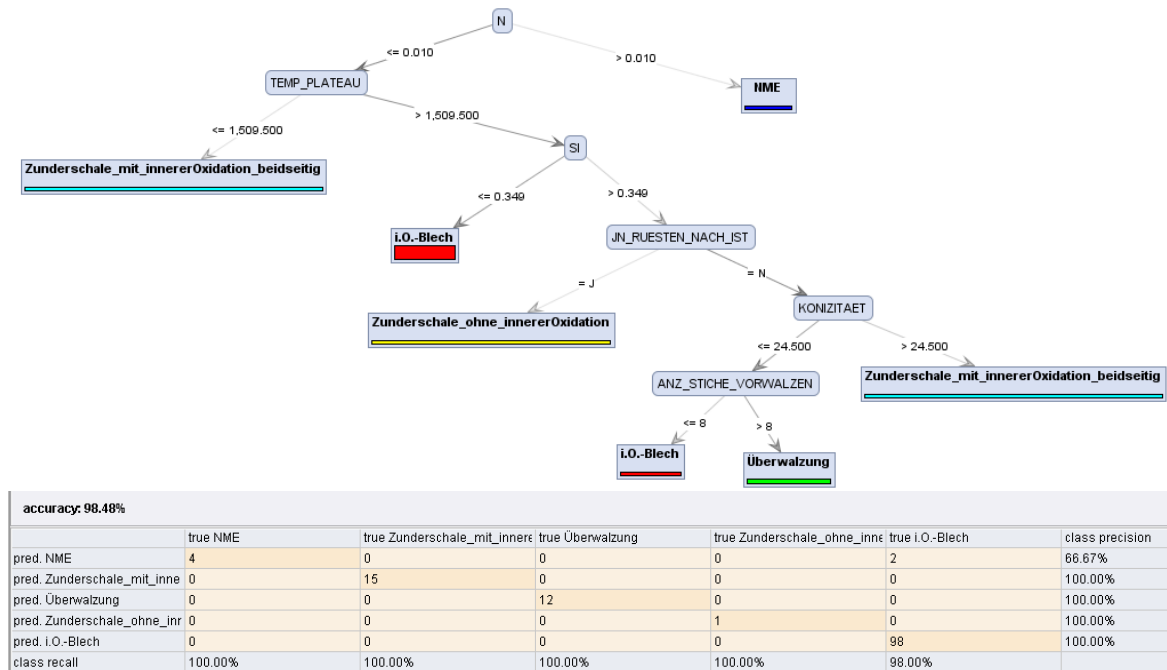


Abbildung 62: Entscheidungsbaum zur Klassifikation von Grobblechen mit Brüchigkeiten bzw. Schalenfehlern, die mittels metallographischer Detailuntersuchung differenziert werden konnten in Fehlertypen mit NME, Überwalzungen und Zunderschalen mit und ohne innere Oxidation. Datengrundlage sind 132 Datensätze von Blechen mit vorliegendem Metallographiebefund. Die Vorhersagesicherheit bei Anwendung auf einen unabhängigen ebenfalls 132 Blechdatensätze umfassenden Testdatensatz ist in der darunter abgebildeten Gegenüberstellung von Vorhersage und tatsächlichem Qualitätslabel dargestellt.

und Grobblechwalzwerk und Blechidenten mit Metallographiebefund geschuldet. Zur Verbesserung der statistischen Aussagekraft wurden alle Grobbleche mit makroskopischem Brüchigkeitsbefund und anschließend durchgeführter metallographischer Detailuntersuchung betrachtet, so dass neben den bisher analysierten Schwerpunktgüten auch die Einzelfälle eines Cr-V-Stahls und eines S355ML-Typ Stahls betrachtet wurden. Die 264 Grobbleche stammen aus 110 Schmelzen, was wiederum die Gütenvielfalt widerspiegelt. Bei der Auswahl der Daten der i.O.-Bleche wurde aus dem Gesamtdatenbestand aller fehlerfreier Bleche eine Stichprobe zufällig gezogen, die die gleiche Güten-, Abmessungs- und chemische Elementverteilung aufweist, wie der Gesamtdatensatz der umfangreichen statistischen Auswertung aus Kap. ??.

Die statistischen Hinweise aus den Entscheidungsbäumen für die Metallographiebefunde lauten (s. 62):

- NME treten vermehrt auf, wenn zutrifft
 - das Geißereignis „18VP“ auftritt, wobei die Kürzel folgendes bedeuten: Verteilerwechsel, niedrige Gießgeschwindigkeit aufgrund von Kleberwarnung,
 - die Schlackenmenge im Konverter $> 9000\text{kg}$ (korreliert mit Kalkmengen $> 13450\text{kg}$ und dem Schlacken-Schmelzen-Verhältnis 0.1 am Konverter)

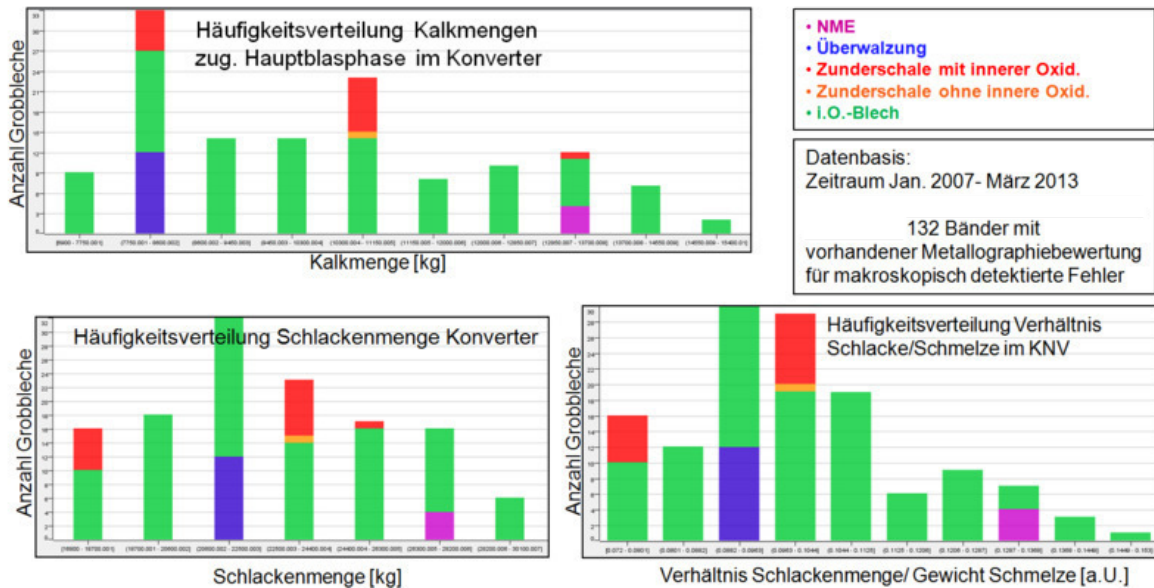


Abbildung 63: Häufigkeitsverteilung der Kalk-, Schlackenmengen und Schmelzen-Schlacken-Verhältnisse im Konverter für die $N = 132$ Grobbleche des Testdatensatzes der Entscheidungsbäume aus Abb. 62. Die Bleche mit NME unterscheiden sich von den Blechen mit anderen Brüchigkeitsfehlern (Zunder im Fehlerbereich mit und ohne innere Oxidation sowie Überwälzungen) durch relativ höhere Schlackenmengen und N -Gehalten und damit einer ggf. erhöhten Gefahr Schlackenpartikel einzuschwämmen und durchzuschleppen bis zum fertigen Produkt.

- der Stickstoffgehalt $N \geq 0.016\%$
- Zunderschalen treten vermehrt auf, wenn
 - die Gießereignisse „Pfannewechsel“, „absenken Gießgeschwindigkeit ohne Rampe“ auftreten
 - Siliziumgehalte $Si \geq 0.34\%$
 - mittlere Gießtemperatur $T_{giess} \leq 1509^\circ C$
 - Kokillenkonzitität $> 24.5mm$
- Überwälzungen treten vermehrt auf, wenn
 - Anzahl Stiche Vorwalzen > 8

Dies deckt sich bei den Schlackenmengen (und damit korrelierten Größen), dem Si - und N -Gehalt mit den Ergebnisse aus den vorangegangenen Data Mining Untersuchungen. Auch in der 1-dimensionalen Betrachtung korrelieren die Bleche mit NME mit relativ höherem Schlacken-Schmelzenverhältnis sowie relativ hohen N -Gehalten, s. Abb. 63, 64, 65. Instationäre, aufgrund von Verteilerwechseln und dabei abgesenkten Gießgeschwindigkeiten erzielte Stranggießbedingungen führen ebenfalls zu Brüchigkeiten mit NME 64.

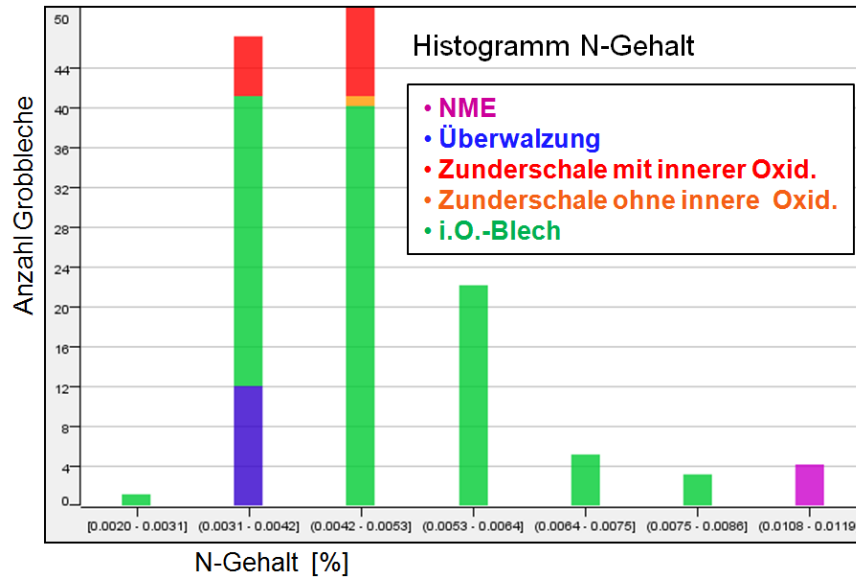


Abbildung 65: Häufigkeitsverteilung des Stickstoffgehalts der Bleche des Testdatensatzes der Entscheidungsbäume aus Abb. 62.

gen für diesen Detaildatensatz analysiert. Wie in 66 und 67 zu sehen ist, lässt sich neben den bisher statistisch mit dem Auftreten des Fehlers korrelierenden und hier bestätigten Größen wie Walztemperaturen und P -Gehalte die Kokillenkühlung (Kühlwassertemperaturen $> 47^\circ C$ im Rücklaufkühlkreis) als weitere mögliche Einflussgröße aus dem Bereich der Stranggießanlage mit Schwellwertangabe ermitteln; hier für die Stranggießanlage 4, dicke Bleche aus 350mm dickem Vormaterial.

Die Trainingsdaten bei der Erstellung der in 66, 67 dargestellten Entscheidungsbäume haben einen Stichprobenumfang von $N_{train} = 100$, der Testdatensatzumfang beträgt $N_{test} = 99$ Bleche. Es handelt sich bei allen Blechen um S355JR-Material mit einer Enddicke von $d_{Blech} \in [12 \dots 28 mm]$ und einer Halbzeugdicke von 350mm, vergossen über die Stranggießanlage 4 der SZFG. Die zusätzlich zu den bereits statistisch ausgewerteten Stranggießparametern hier betrachteten Größen sind die Kühlwassermengen (in $[l/min]$), -temperaturen an Vor- und Rücklauf der Kokillenkühlung, sowie an den innen gekühlten Rollen des ersten Segments, die Differenzen der Vor- und Rücklauftemperaturen, die Kräfte der anstellbaren Segmente und die „Maulweiten“ (Abstände der Segmentrollen voneinander).

Die Verteilungsfunktionen der Segmentrollenkräfte, -abstände, Kokillenkühlwassermengen und -temperaturen sind in Abb. 68 und Abb. 69 dargestellt. Sie belegen die Hinweise aus den Entscheidungsbäumen in Abb. 66 und Abb. 67, dass eine stärkere Kühlung in der Kokille und damit eine potentiell stabilere Strangschale weniger häufig zu Brüchigkeiten am Grobblech führen. Weiter ist die Kombination aus geringen Fertigwalztemperaturen ($\leq 964^\circ C$), Phosphorgehalten $> 0.01\%$, Siliziumgehalten $> 0.3\%$ und die Umformverteilung auf weniger als 13 Stiche potentiell kritisch für ein vermehrtes Auftreten von Brüchigkeiten, s. Abb. 66 und Abb. 67.

Decision Tree Ripper, Harvester Zur Extraktion der Regeln aus den Entscheidungsbäumen - der zur Klassendifferenzierung identifizierten Prozessparameter und

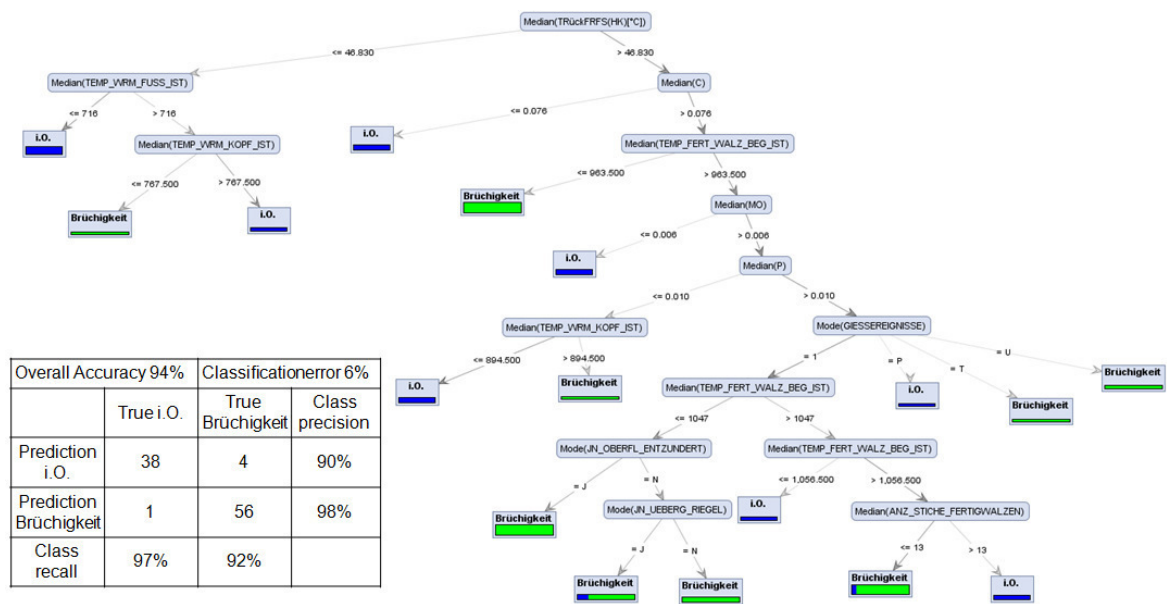


Abbildung 66: Entscheidungsbaum aus der Detailanalyse mit Kokillenkühlwassertemperaturen und -mengen, Sekundärkühlungsparametern sowie Führungsrollenstellungen.

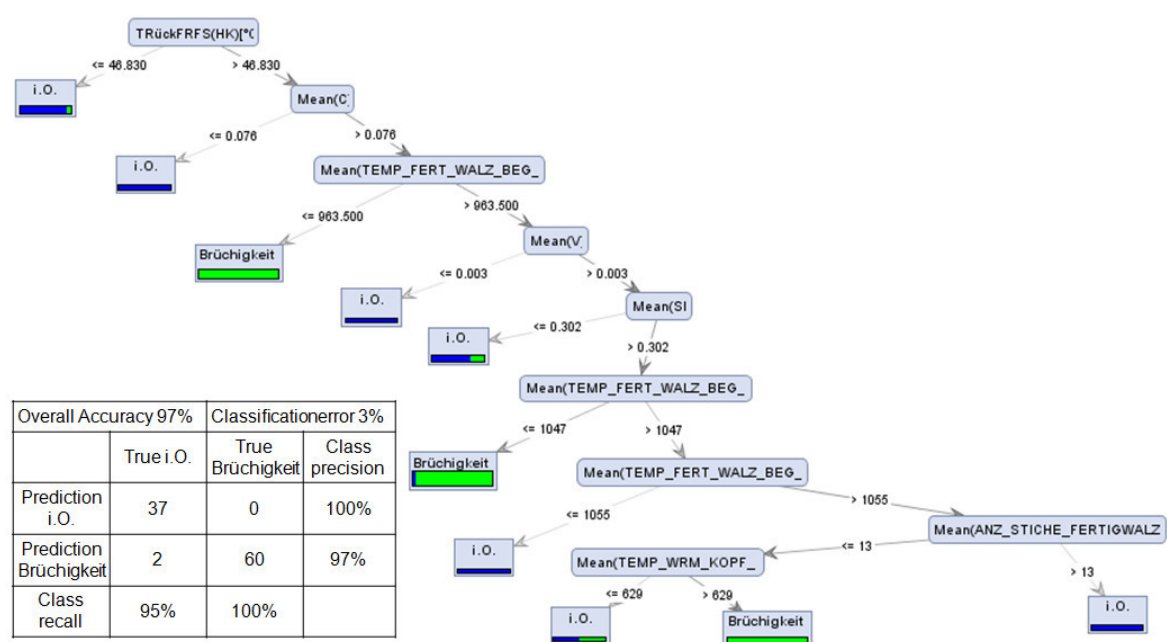


Abbildung 67: Weiterer mit im Vgl. zu 66 mit reduzierter maximaler Verästelungstiefe und variiertem Optimierungskriterium (maximale Anzahl an Verzweigungsebenen begrenzt auf 10, „gain ratio“ als Optimierungskriterium gewählt) erstellter Entscheidungsbaum aus der Detailanalyse mit Kokillenkühlwassertemperaturen und -mengen, Sekundärkühlungsparametern sowie Führungsrollenstellungen.

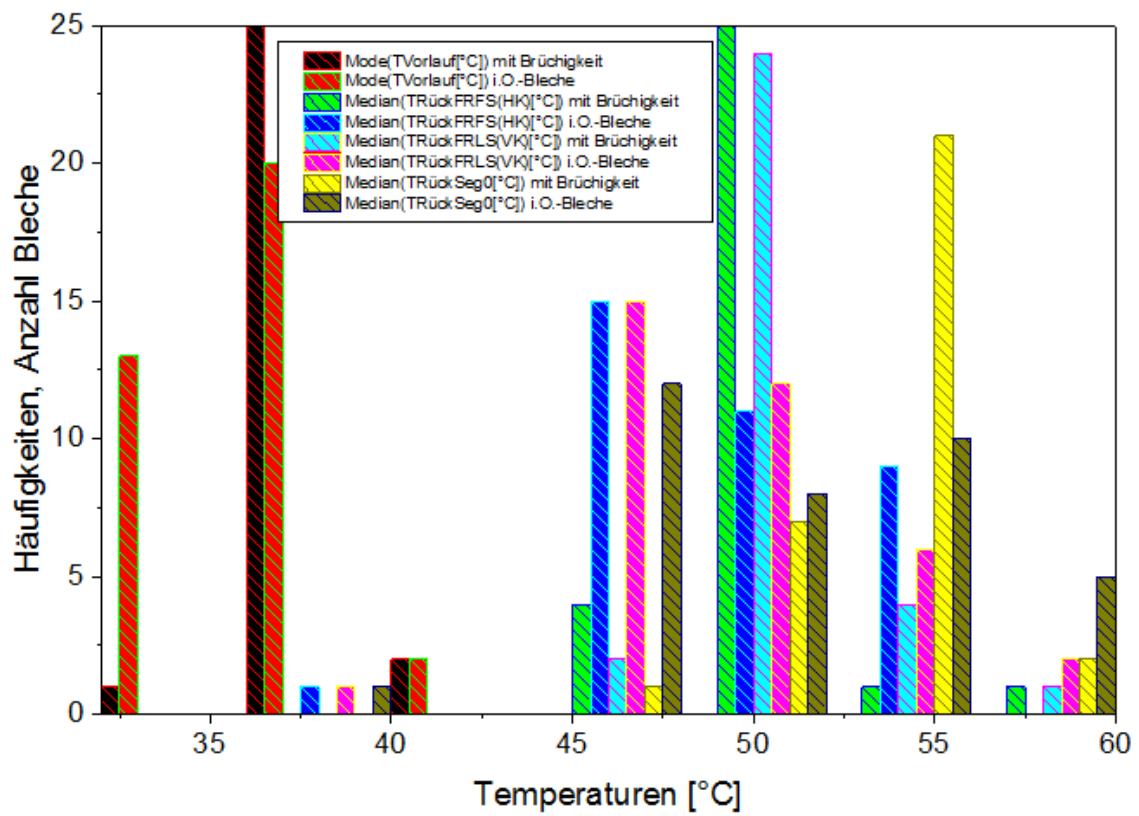


Abbildung 68: Häufigkeitsverteilung der Temperaturen in der Kokillenköhlung (Vor- und Rücklauf) sowie von den innengekühlten ertsen beiden Segmentrollen. von den $N = 100$ Strang- und Blechdaten, die hier einer Detailanalyse unterzogen wurden.

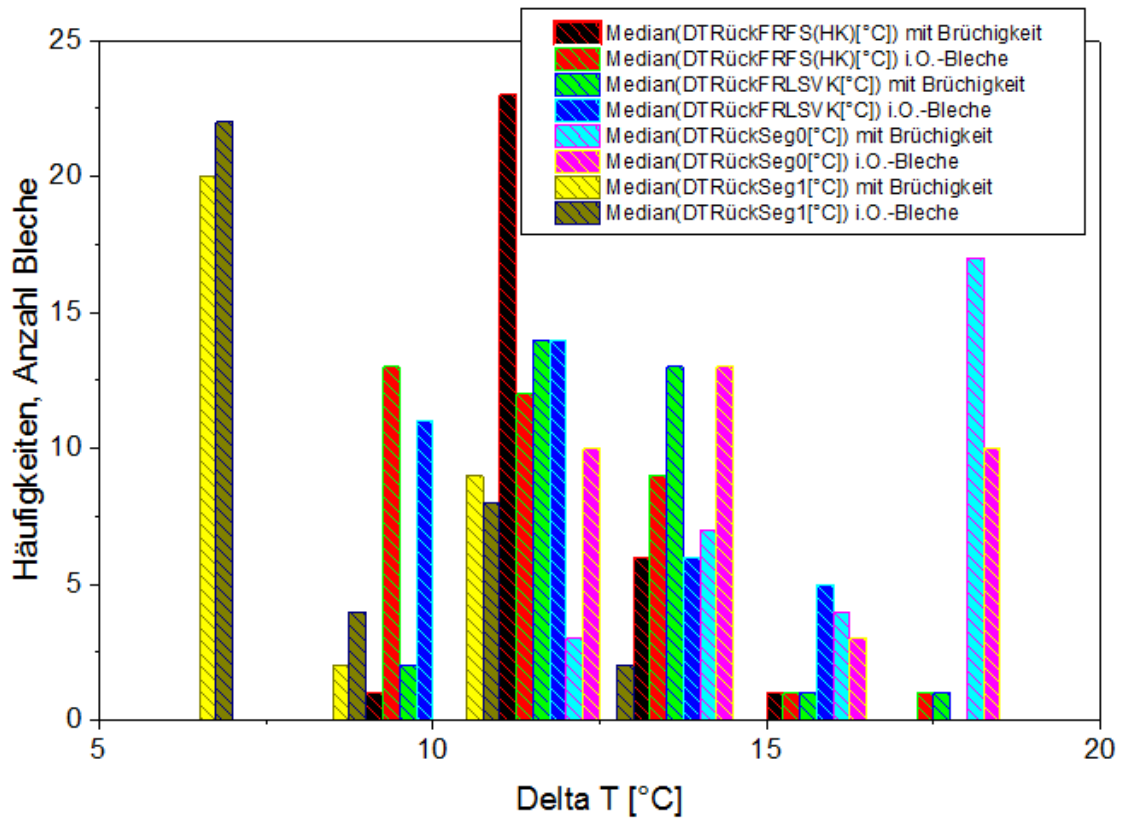


Abbildung 69: Häufigkeitsverteilung der Temperaturdifferenzen in den Kühlkreisläufen der Kokillenkühlung (Vor- und Rücklauf) sowie der innengekühlten ertsen beiden Segmentrollen. von den $N = 100$ Strang- und Blechdaten, die hier einer Detailanalyse unterzogen wurden.

Schwellwerte - wird ein automatisches Auslesen dieser aus den Entscheidungsbaummodellen algorithmisch umgesetzt. Die Entscheidungsbaummodelle werden durch die verwendeten Data Mining Programme RapidMiner und KNIME als JAVA-Klasse mit allen in ihnen enthaltenen Informationen inklusive der Entscheidungsregeln bereitgestellt. Diese werden geparkt und die Entscheidungsregeln zusammengefasst. Konkurrierende Regeln werden einerseits entsprechend einer Mehrheitsentscheidung: welche Regel hat beim Modelltraining für den relativ größeren Anteil an Instanzen im Trainingsdatensatz gegolten, bewertet und die gewichtigere Regel für die Regelextraktion übernommen. Widersprüchliche Verästelungen im Entscheidungsbaum werden nicht berücksichtigt. Die so ermittelten Prozessparameter und deren Schwellwerte zur Zuordnung der Fehlerklassen werden in einem Optimierungsansatz zur Identifikation optimaler Randbedingungen für sichere Prozessfenster genutzt. Dafür wird die Auftretswahrscheinlichkeit für Schalenfehler (Brüchigkeit) modelliert als Funktion der in den Klassifikationsmodellen als statistisch relevant identifizierten Prozess- und Materialparameter. Die Schwellwerte werden als Gewichtungsfaktoren für die Auftretswahrscheinlichkeit der Schalenfehler genutzt, unter der Randbedingung, dass das Superpositionsprinzip unabhängiger Wahrscheinlichkeiten für Teilereignisse eines Systems p_i gilt und die Gesamtwahrscheinlichkeit p_{ges} für das Eintreten eines untersuchten globalen Ereignisses -hier das Auftreten von Schalenfehlern- die Summe der Einzelwahrscheinlichkeiten ist, welche auf eins beschränkt ist: $\sum p_i = p_{ges} \leq 1$, mit der Anzahl von Einflussfaktoren i . Zusätzlich wird die relative Häufigkeit, mit der die Regeln aus den Entscheidungsbäumen eintreten zur Gewichtung der Teilwahrscheinlichkeiten p_i verwendet. Hierbei wird die Annahme getroffen, die Trainingsdaten der Klassifikationsmodelle seien repräsentativ und sowohl die extrahierten Regeln, Prozessparameter und Schwellwerte, als auch das statistische Gewicht, ausgedrückt durch die relative Anzahl unter die jeweilige Regel fallender Datensätze seien verallgemeinerbar. Die hohe Vorhersagepräzision von $\geq 98\%$ aller hier genauer untersuchten Klassifikationsmodelle bei Anwendung auf unabhängige Testdaten begründet diese Annahme. Ähnliche Ansätze sind beschrieben von [FM12], [YYLP07], in denen Ensembles von Entscheidungsbäumen und anderen Klassifikatoren wie K-Nearest-Neighbour und Neuronalen Netzen dazu genutzt werden die Vorhersage der Zielklasse zu verbessern, in dem ebenfalls nach dem Mehrheitsprinzip diejenige Labelklasse als Vorhersageergebnis des Klassifikatoren-Ensembles genommen wird, die von der Mehrzahl der Modelle vorhergesagt wurde. Laut [YYLP07] bringt dieser Ansatz der in [FM12] auch *voted decision* (abgestimmte Entscheidung) oder *decision ensemble* (Entscheidungs-Ensemble) genannt wird eine größere Verallgemeinerungsfähigkeit und Robustheit bei der Anwendung der Klassifikationsmodelle auf neue unbekannte Datensätze mit sich.

Diese Idee wird hier für die konkrete Regelableitung aus den Entscheidungsbäumen selbst erweitert. Black-Box-Modelle wie KNN oder Nächst-Nachbar-Lerner sind für die Identifikation der potentiellen Einflussfaktoren und deren kritischer Schwellwerte in den Trainingsdaten mangels der notwendigen Interpretierbarkeit nicht geeignet. Daher werden Entscheidungsbaum-Ensembles, deren Regeln auf phänomenologische Plausibilität und identifizierte Einflussgrößen auf Korrelation mit sinnvolleren eventuell besser beeinflussbaren Prozess- und Materialkennwerten geprüft sind, zur Regelextraktion und Fehlerauftretswahrscheinlichkeits-Modellierung verwendet.

3.2.4 Zwischenfazit - Data Mining

Die statistische Zuordnung der betrachteten Eingangsdaten aus Stahlwerks- und Gorbblechwalzprozess zu den gewählten Zielklassen „mit Brüchigkeit“ und „i.O.-Blech“ ist mit großer statistischer Sicherheit möglich. Diese statistische Vorhersagesicherheit wird auch erreicht, wenn mittels Bildanalysemethoden ausgewertete Metallographiebefunde zur Differenzierung der Fehlerklasse „mit Brüchigkeit“ in „NME“, „Brüchigkeit mit Zunder und innerer Oxidation“, „Brüchigkeit mit Zunder ohne innere Oxidation“ und „Überwalzungen“ angewendet werden. Für drei verschiedene Eingangsdatenzusammenstellungen können mittels Entscheidungsbaumverfahren statistisch relevante, mit dem Fehlerauftreten korrelierende Prozessparameterkombinationen identifizieren und an unabhängigen Testdatensätzen statistisch validieren. Es können sowohl für alle der hier betrachteten Stahlsorten im Überblick, als auch entsprechend der detaillierteren Datenaufteilung gütensepariert und in Bezug auf die Detailbetrachtung von Stranggießkühl- und -führungseinflüsse diejenigen Prozessparameterkombinationen und Schwellwerte benannt werden, die statistische Hinweise auf bezüglich Brüchigkeitsfehlern günstige und ungünstige Prozessbedingungen liefern. Bei den Einzelgütenanalysen z.B. für die Stahlsorten 6, 7, 11 sowie bei der gütenübergreifenden Datenanalyse ergibt sich die Walzstarttemperatur und korreliert mit dieser die Temperaturen während der ersten Stiche des Vor- und Fertigwalzens, je nach Walzregime, als Einflussgröße für das Auftreten von Brüchigkeiten bzw. Schalenfehlern.

Die eingangs formulierten Hypothesen lassen sich aus statistischer Sicht wie folgt stützen bzw. widerlegen. Die explorative Datenanalyse, wie auch die Data Mining Untersuchung der Gesamtdatenmenge sowie verschiedener Teilmengen zeigt statistische Hinweise auf mögliche Einflussfaktoren auf die Fehlerentstehung aus sowohl Stahlwerks- als auch Grobblechwalzprozess und stützt somit die eben auf diese Kombination von Prozesseinflüssen abzielende erste Hypothese. Die zweite Hypothese kann in diesem Zwischenfazit teilweise belegt werden in Bezug auf die Machbarkeit und sinnvoll mögliche Anwendung von Methoden aus dem Bereich advanced analytics und Data Mining zur statistischen Erkennung von potentiell kritischen Mustern in der Gesamtschau der Prozessdaten aus Stahl- und Walzwerk. Ebenso die These, mittels Bildverarbeitungsverfahren eine automatische Fehlerklassifizierung durchführen und auf diese Weise eine Qualitätsdatenbasis zur statistischen Analyse und Gegenüberstellung mit Prozessparametern aus dem Stahlwerks- und Warmwalzprozess schaffen zu können, kann durch die erfolgreiche Anwendung und den Test ebendieser Methoden belegt werden. Die in den nächsten Kapiteln zu klärenden Folgefragen und mit Detailanalysen zu plausibilisierenden Hinweise aus den datengetriebenen Analysen dieses Kapitels sind:

- Warum ist die Temperatur während der ersten Umformschritte von entscheidender Bedeutung für das Auftreten von Brüchigkeiten bzw. die Verstärkung bereits existierender oberflächlicher Vorschädigungen oder innerer Materialschwachstellen?
- Ausscheidungsvorgänge, -phasen, thermisch aktivierte Prozesse wie Diffusionsprozesse, lokale Anreicherungen seigernder Elemente, insbesondere an bereits lokal geschwächten Mikrostrukturbereichen wie Korngrenzen, Ausscheidungen, Phasengrenzen oder NMEs

- Duktilität an Rissansätzen und Mikrostruktur-Eigenschaften wie lokal größeres Austenitkorn in der Strangschale (lässt sich bei $\approx 900 - 990^\circ\text{C}$ schlechter ohne weitere Schädigung verformen, während selbige bei $T \approx 1100 - 1200^\circ\text{C}$ vllt. sogar wieder lokal verschweißbar wären)? Dabei ist wichtig, die Kombination mit anderen Größen zu beachten: $T_{\text{Einlauf,Stich1}}$ nicht allein ausschlaggebend.
- Zunderbildung und Oxidationsprozesse in den als statistisch kritisch identifizierten Temperaturbereichen.
- Sekundärmetallurgische Prozesseigenschaften wie Blaszeiten, Spülgasmengen, Kalkzugabemengen, Si-Gehalte und deren Auswirkung auf Entphosphorisierungsleistung und Reinheitsgradspülwirkung.

3.3 Thermodynamische Ausscheidungsrechnungen

Thermodynamische Simulationssoftwarepakete wie u.a. ThermoCalc und MatCalc [Koz12] erlauben eine Abschätzung von Ausscheidungstemperaturen, -phasenanteilen und mittlerer Partikelgröße von Ausscheidungsphasen einiger Legierungs- und Begleitelemente in Stahl für vorgegebene chemische Zusammensetzungen und Zeittemperaturregimes. Hier werden einige Gleichgewichts-Berechnungen unter Verwendung ebendieser beiden Programmpakete durchgeführt und die Berechnungsergebnisse vorgestellt. Außerdem werden kinetische Simulationen der Ausscheidungsevolution über einen schematischen Erstarrungs- und Wiedererwärm-Zeittemperaturverlauf mit anschließender Abkühlung an Luft durchgeführt. Im Temperaturbereich zwischen $600 - 1600^\circ\text{C}$ werden unter der Annahme von thermodynamischen Gleichgewichtsbedingungen und nahezu unendlicher Zeit je Temperaturschritt, welcher hier 25K beträgt, folgende Ausscheidungsphasen für die Güte XD (S355JR-Typ, St52 mit Anteilen an Nb , Cu , Ni) berechnet 70.

Die Temperaturen bei denen rechnerisch im thermodynamischen Gleichgewicht die ersten Prozentanteile von AlN - und VC -Ausscheidungen auftreten können verschieben sich um bis zu 200K zu höheren Temperaturen mit steigendem Al - und V -Gehalt. Die statistisch ermittelten geringeren Gehalte an Al erscheinen daher unter dem Gesichtspunkt potentiell Duktilität mindernder AlN -Ausscheidungen plausibel. Analog gilt auch für die Mischphase $FCC-A1-1$, dass bei eher geringeren Gehalten von Al , Cr , Mn , Si , Ni , Mo , S ihre Auftrittstemperatur und Mengenanteile sinken.

Die in der fcc -Gitterstruktur auftretende Mischphase $FCC-A1-1$ setzt sich zusammen aus den Anteilen (Tabelle 9):

Für weitere S355MC-JR-Stahlmarken (Nb -, Ti -, Ni -legierte St44-Variante, Güten SC und QB) sowie S420MC-Stahlmarken (St44 und St52 mit jeweils leicht vschiedenen Nb -, V , Ti , Ni -Gehalten, Güten 2 und 6) ergibt sich bei thermodynamischer Ausscheidungssimulation mit der Median-Analyse (Medianwerte der Elementkonzentrationen der Schmelzen aus den Jahren 2010-2012):

Ausscheidungsphasen wie P oder CrC können im idealisierten thermodynamischen Gleichgewichtsfall bei den betrachteten chemischen Analysen während der Erstarrung sowie Abkühlung nach und während des Walzens auftreten. Der messtechnische Nachweis ist jedoch schwierig und mit den hier zur Verfügung stehenden Methoden nur begrenzt möglich. So besagen Untersuchungen von [Jac10], dass sich P in nahezu

S355JR-Typ, mittlere Analyse S355JR-Typ, min. Anteile an Ausscheidungsbildnern

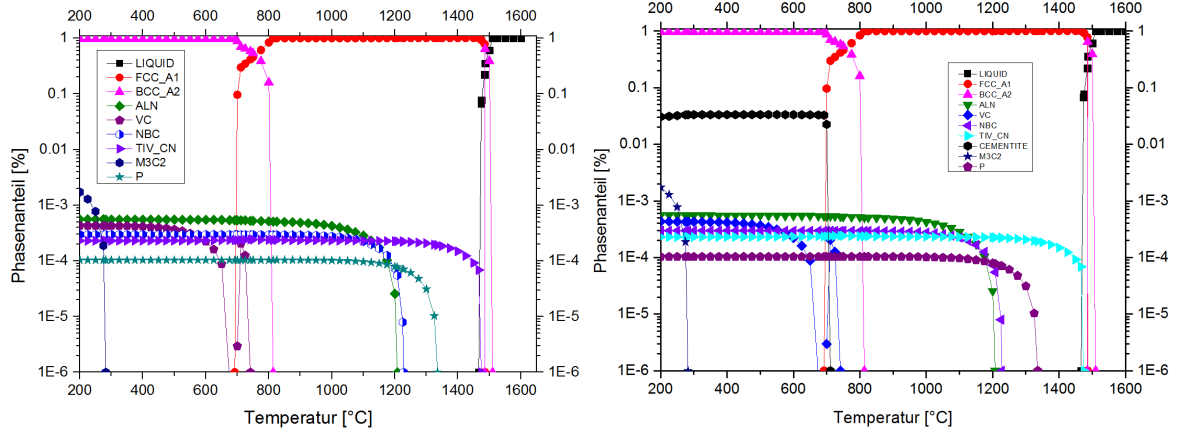
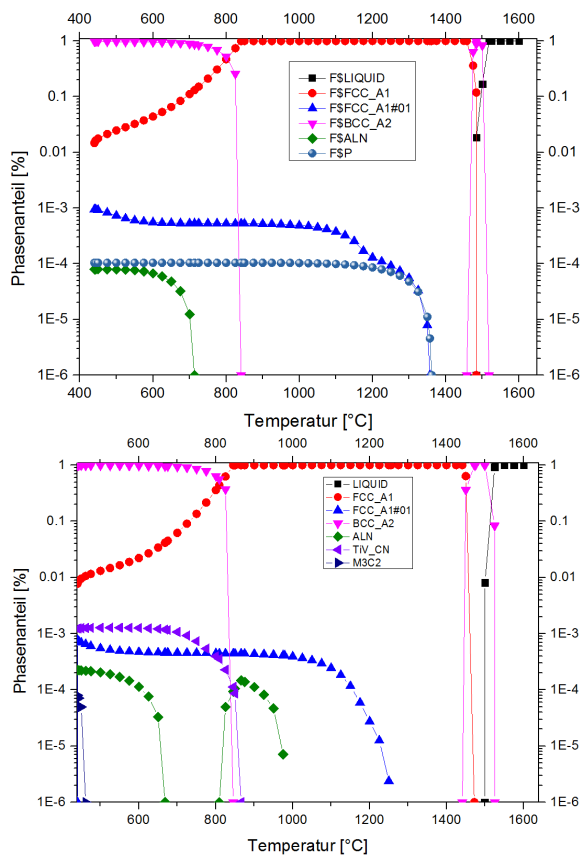


Abbildung 70: Thermodynamische Ausscheidungssimulation (Gleichgewichtsrechnung) für den angezeigten Temperaturbereich zwischen $T = 500\text{--}1600^\circ\text{C}$, für die Güte 11 (S355JR-Typ, St52-Variante mit Nb , Cu , Ni). Die in der linken Abbildung gezeigte Variante mit höheren Gehalten von Nb , V , Al , Ni , C , N zeigt höhere Ausscheidungstemperaturen (entering temperature) und größere Phasenanteile der entsprechenden Ausscheidungsphasen als bei der mittleren Analyse dieser Stahlsorte (Mediane der realen Elementverteilungen eingesetzt).

Element	Anteil [%]
C	2.49×10^{-1}
N	2.49×10^{-1}
Nb	1.66×10^{-1}
Ti	1.66×10^{-1}
V	1.66×10^{-1}
Al, Cr, Mn, Si, Ni, Mo, S	1.66×10^{-4}

Tabelle 9: Zusammensetzung der Ausscheidungsphase FCC-A1-1

(a)



(b)

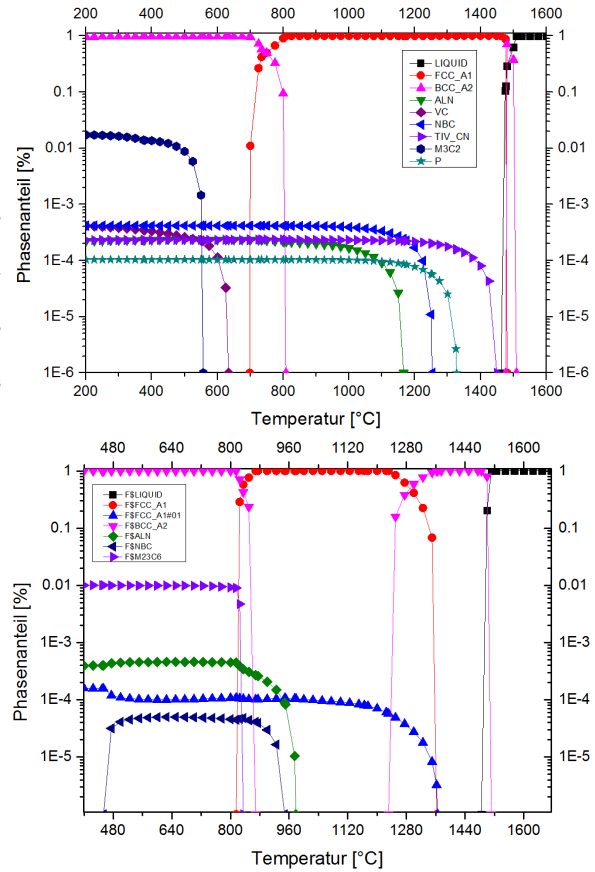


Abbildung 71: Phaseanteile der unterschiedlichen Ausscheidungsphasen berechnet in den angegebenen Temperaturbereichen im thermodynamischen Gleichgewicht für vier Beispiel-Stahlsorten aus der Gruppe der vermehrt mit Brüchigkeiten ausgefallenen Güten. Es wurden vier Repräsentanten der mikrolegierten Baustähle S355MC-JR und der etwas festeren S420MC-S690QBL ausgewählt. Für alle vier Beispielstahlsorten wurde die mittlere Analyse der Produktion aus den Jahren 2010-2012 angenommen.

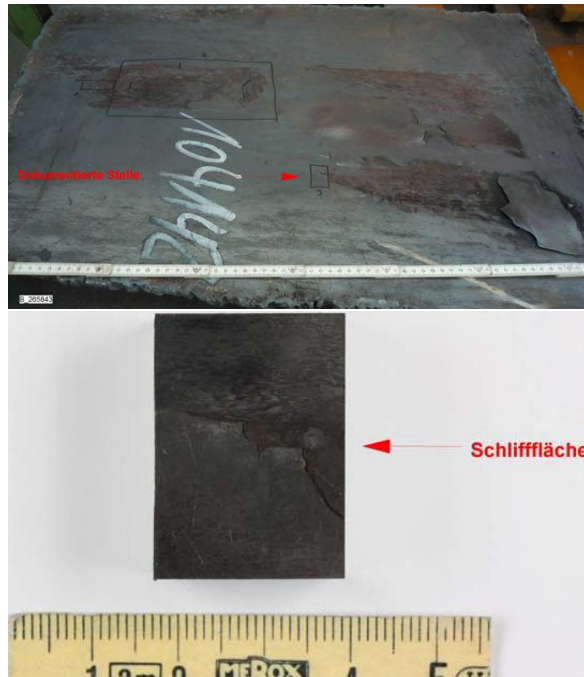


Abbildung 72: Makroskopische Bilder eines Brüchigkeitsfehlers und eingezeichnete Probenlagen der metallographischen Schliffbilder, s. Abb. 73. Der Brüchigkeitsfehler wurde auf einem Blech eines Vergütungsstahl X5CrMo9 gefunden.

atomaren Monolagen von Nanometer-Dimension an Korngrenzen ausscheidet und somit mit Mikrosondenmessungen (EDX, mappings) nicht nachgewiesen werden können. Ähnlich verhält es sich mit CrC bzw. $Fe-Cr-Mn-Ni-Nb-Ti-Al$ -Mischphasen wie z.B. M_3C_2 (vgl. Abb.70), die mittels Transmissionselektronenmikroskopie auflös- und darstellbar wären [Rie10]. Diese stehen aufgrund des präparativen und apparativen Aufwands im Rahmen der hier vorgestellten Untersuchungen jedoch nicht zur Verfügung. Die Data Mining Ergebnisse und aus ihnen abgeleitete statistische Hinweise werden daher qualitativ bzw. auf Basis thermodynamischer und numerischer Werkstoffsimulationen näherungsweise quantitativ diskutiert und plausibilisiert. Beispielfhaft ist hier das metallographische und elektronenstreu-spektroskopische Untersuchungsergebnis eines Brüchigkeitsfehlers mit nichtmetallischer und mischoxidischer Einschlusszeile dargestellt.

Die Abbildungen 74 und 75 zeigen die EDX-Spektren zweier Punkte der Einschlusszeile aus Abbildung 73, in denen sowohl Si -, Ca - und K -Verbindungen (NME-Anteil), als auch Al -, Cr - und Mn -Oxide nachweisbar sind. Der Vergleich der chemischen IST-Analyse der Schmelze, aus der dieses Blech stammt zur mittleren Analyse dieser Güte, die in 72 dargestellten Befunde, die statistischen Hinweise auf ebendiese chemischen Elemente, die mit der Mikrosonde nachgewiesen wurden (s.??) sowie die thermodynamische Ausscheidungssimulation (s. 76) unterstützen das Argument, dass bei relativ zur mittleren Elementkonzentrationen erhöhten Cr -, Al -, Ni -, N -, Ca -, Nb -, V -Gehalten die Brüchigkeiten durch Ausscheidungen der Mikrolegierungs- und Begleitelemente und NME infolge nicht abgeschiedener oder eingeschwämmter Schlackenpartikel verursacht werden.



Abbildung 73: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Schliffes der Probe aus Abb. 72. Zu sehen ist eine Einschlussziele mit NME und metallischen Mischoxiden, Vergütungsstahl X5CrMo9.

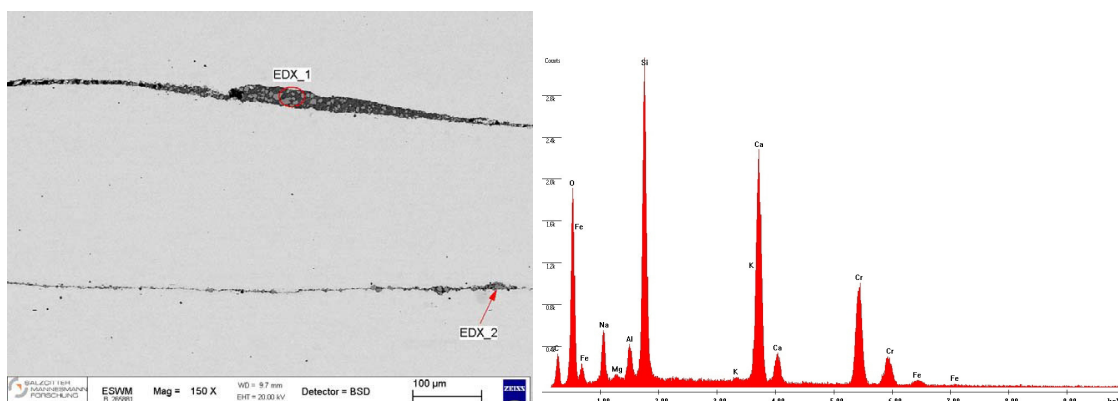


Abbildung 74: Schliffbild mit Positionen, welche mittels EDX-Spektroskopie untersucht wurden. Rechts ist das zugehörige Spektrum „EDX1“ dargestellt aus der breiteren der beiden zu sehenden Einschlusszeilen. Es dominieren *Si*-, *Ca*-, *K*-, *Cr*-, *Al*- und *O*-Anteile (*Mn* und *Fe* stammen wahrscheinlich aus der Grundmatrix), was auf Schlackenpartikel aus der Sekundärmetallurgie und dem Stranggießprozess schließen lässt.

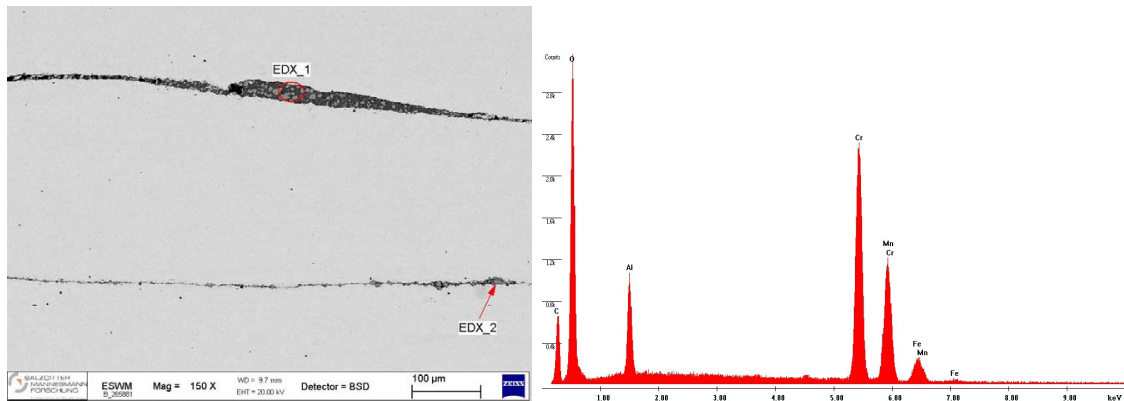


Abbildung 75: Wiederum das Schlichtbild mit den Positionen, welche mittels EDX-Spektroskopie untersucht wurden. Rechts ist hier das Spektrum „EDX2“ dargestellt aus der schmalen Einschlusszeile. Es dominieren Cr -, Al - und O -Anteile, wobei die detektierten Mn -, Cr - und Fe -Gehalte wahrscheinlich aus der Grundmatrix stammen. Al_2O_3 wird i.d.R. auf eingeschwämmte Gießpulverschlacke zurückgeführt.

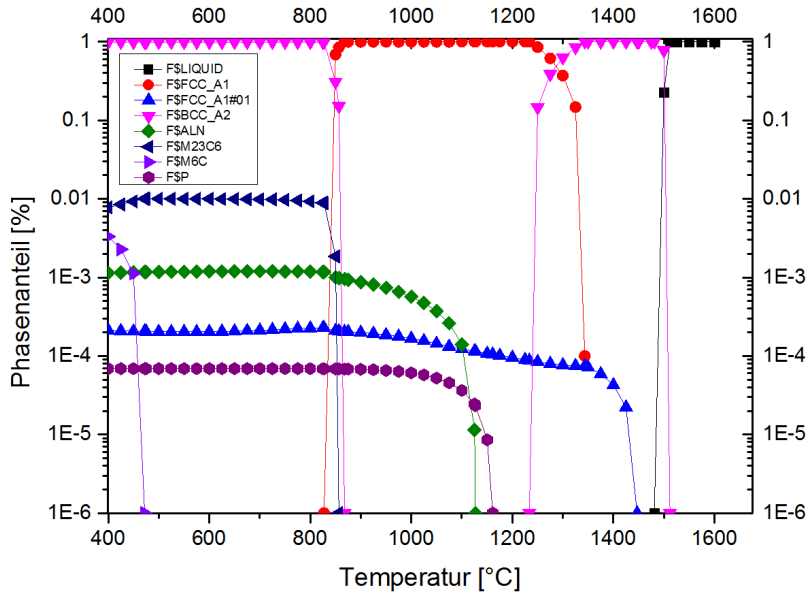
3.3.1 Zusammenfassung thermodynamische Ausscheidungssimulation

Motiviert durch die Hinweise aus den statistischen Untersuchungen wurden im vorangegangenen Kapitel thermodynamische Gleichgewichts-Ausscheidungssimulationen durchgeführt. Für die Grenzwertbetrachtung extremer chemischer Zusammensetzungen in Bezug auf potentiell kritische Elementkonzentrationen von z.B. Al , N wurden für die während des Stranggießens, Wiedererwärmens und Walzens relevanten Temperaturbereiche die Ausscheidungstemperaturen und Mengenanteile der relevanten potentiell duktilitätsmindernden Ausscheidungen simuliert. Die statistisch als potentiell kritisch ermittelten Elementkonzentrationen führen im Vergleich zu durchschnittlichen Elementkonzentrationen zu größeren Ausscheidungsmengenanteilen und höheren Ausscheidungstemperaturen, was potentiell zu einer größeren Gefahr der Materialschädigung infolge lokal reduzierter Duktilität an AlN -, P - und Mischoxidausscheidungen führen kann und somit als stärkendes Argument für den Hinweis auf diese Einflussgrößen gewertet werden darf.

In allen hier im Detail betrachteten Fällen konnten die statistischen Hinweise auf Al , N , P , S , Cr sowie den Temperaturbereich der Gießtemperatur $1200 \dots 1600^\circ C$ und der Walzstarttemperatur $890 \dots 950^\circ C$ metallphysikalisch durch die simulierten Ausscheidungen ebendieser Elemente als AlN , P oder Mischkristallphasen plausibilisiert werden. Bezug nehmend auf die Eingangshypothesen können folgende beiden Teilhypothesen für die hier betrachteten Stahlmarken:

- Es ist möglich mittels advanced analytics und Data Mining Methoden bei gleichzeitiger Betrachtung beider Prozessschritte unter den Prozessdaten die relevanten zu identifizieren, in einen physikalisch plausiblen Wirkzusammenhang zu bringen und so einen Erklärungsansatz zur Fehlerentstehung zu formulieren.
- Ergänzend können physikalische Modelle zur Beschreibung phänomenologisch potentiell kritischer Fahrweisen bzw. Prozessparameterkombinationen entwickelt und durch Hinweise aus statistischen Analysen belegt bzw. Randbedingungen

(a) Blech eines Vergütungsstahl X5CrMo9



(b) Mittlere Analyse

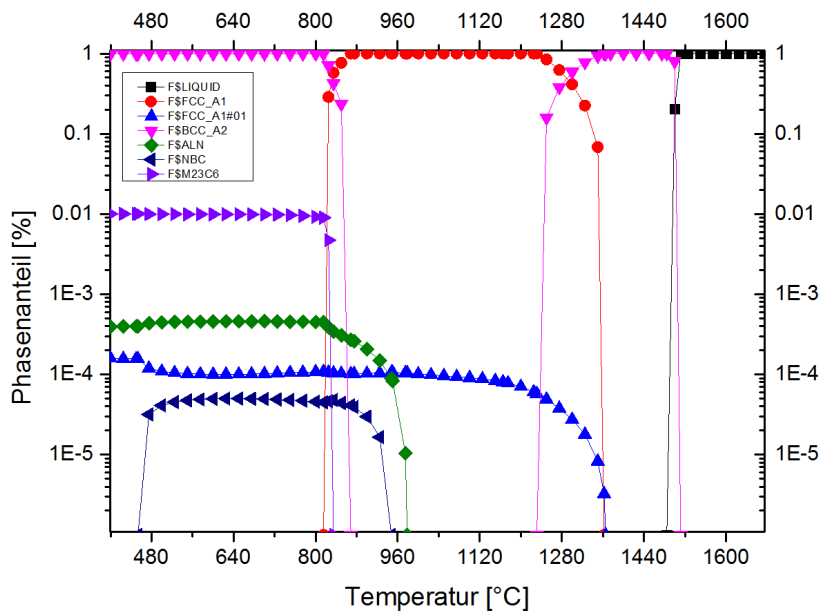


Abbildung 76: Thermodynamische Ausscheidungssimulation (Gleichgewichtsrechnung) für den angezeigten Temperaturbereich zwischen $T = 500 - 1600^{\circ}\text{C}$, für den Spezialfall der chemischen Zusammensetzung der Schmelze des Blechs, das mit Brüchigkeitsfehlern aufgrund einer Einschlusszeile ausgefallen ist 72 und der mittleren chemischen Analyse des gleichen Werkstoffs (Vergütungsstahl, X5CrMo9). Die Ausscheidungstemperaturen und Mengenanteile z.B. der Mischkristallphase FCC_{A1} und AlN sind bei der chemischen Zusammensetzung des ausgefallenen Blech zu höheren Werten verschoben.

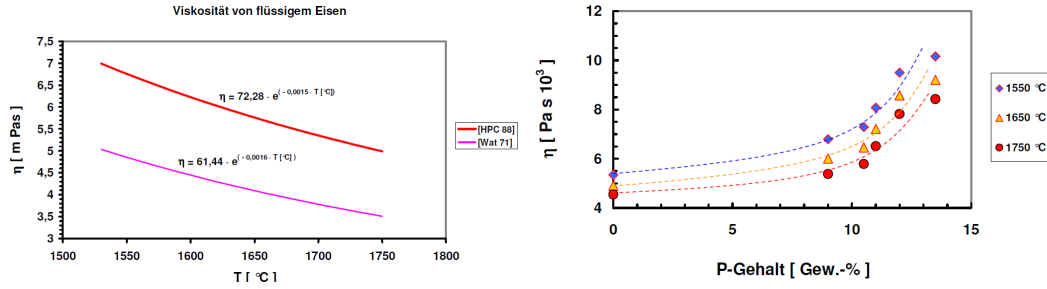


Abbildung 77: Viskosität von Reineisen genähert nach zwei empirischen Modellen von [lea88] und [NWSM80] als Funktion der Temperatur. Zum Vergleich ist daneben die Viskosität von $Fe - P$ -Schmelzen für drei Temperaturen nach [Wat97] berechnet.

und Geltungsbereiche dieser vermuteten physikalischen Systemzustände statistisch motiviert werden.

insofern bestätigt werden, als dass die thermodynamischen Modelle einerseits die statistischen Hinweise auf die Konzentrationen von für die untersuchten Stahlmarken plausibilisieren und andererseits als geeignete empirische Ansätze zur Berechnung von Mikrostruktureigenschaften, die zur physikalischen Modellierung potentiell kritischer Systemzustände, die vermehrt zu Brüchigkeiten am Grobblech führen, genutzt werden können.

3.4 Prozess- und Werkstoffmodellrechnungen

Das nachstehende Kapitel fasst die physikalisch-empirischen Modellrechnungen zusammen zur Beschreibung von Material- bzw. Prozesseigenschaften, die unter den im vorangegangenen Teil dieser Arbeit als potentiell kritisch identifizierten Randbedingungen fehlerverursachend oder -verstärkend wirken können. Im Detail sind sie auch in den Berichten [HGL⁺12] und [GM12] zusammengestellt. Die Ergebnisdarstellung gliedert sich in Abschätzungen von im weitesten Sinne thermischen Kenngrößen wie Wärmeabfuhr, thermischen Spannungen und Temperaturverläufen, mechanische Spannungszustände und chemische Reaktionen wie Schmelzen-Schlacken-Reaktionen, Abscheidungsvorgänge während der sekundärmetallurgischen Behandlung und dem Stranggießen sowie Diffusions- und Verzunderungsprozesse.

Zunächst werden Modellrechnung durchgeführt zur Beschreibung des Einflusses von S und P auf Schlacken- und Schmelzeigenschaften wie Viskositäten und damit verbundene Anforderungen an Spül-, Partikelagglomerations- und Schmelzenberuhigungszeiten, die zur Einstellung eines optimalen Schmelzenreinheitsgrades erforderlich sind. Außerdem wird der Aspekt der Spülgasmengen und Spülstein- bzw. Lanzenblasleistung bei der sekundärmetallurgischen Behandlung beleuchtet. Für die relevanten Phosphorgehalte $\leq 0.03\%$ (vgl. Abb 53) ist die Viskosität der Schmelze (bei Vernachlässigung des Einflusses der übrigen Legierungselemente) nahezu unabhängig vom P -Gehalt und wird weitaus stärker durch die Temperatur beeinflusst. Die Oberflächenspannung einer Schmelze ist dagegen sehr stark abhängig vom P -Gehalt, s. Abb 78 Bei einer nicht ausreichenden Entphosphorisierung besteht daher eine größere Wahrscheinlichkeit, dass an der Grenzfläche Schlacke-Schmelze Verwirbelungen auftreten können und

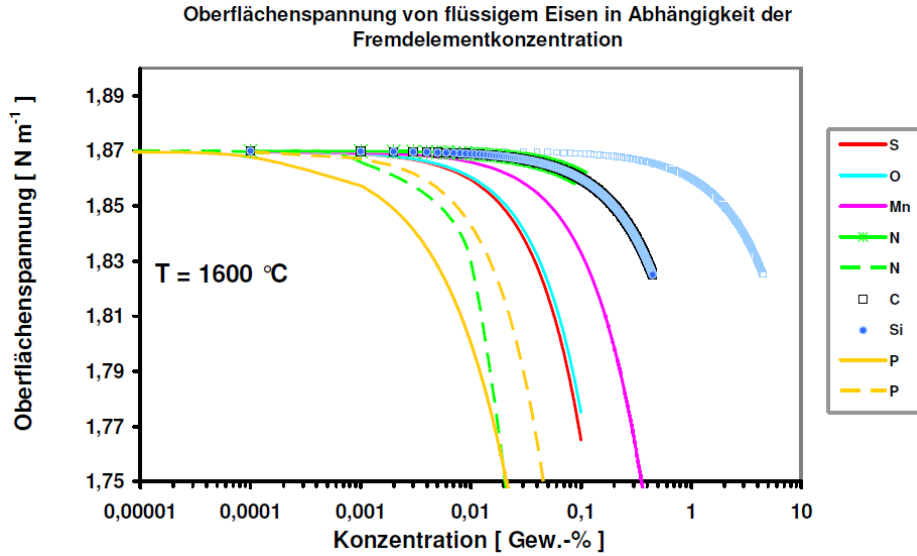


Abbildung 78: Oberflächenspannung der Schmelze als Funktion von P -, N -, C -, Si -, S -, O - und Mn -Gehalten [HGL⁺12], [GM12].

so insbesondere auch in der Kokille beim Stranggießen ein Einschwämmen von (Gieß-)Schlackepartikeln leichter möglich ist, als bei P -armen Schmelzen.

In Abb. ?? wird der Einfluss des Gasstroms und implizit dadurch des Spülsteinzustands auf die Blasengröße im Konverter dargestellt. Ziel sind viele fein disperse Bläschen, die eine größere, breit streuendere Reaktionsfläche bieten und so ideal für die gewünschten Oxidations- und Spülprozesse sind. Die Kollisionswahrscheinlichkeit von Schlackenpartikeln mit Gasblasen unterschiedlichen Durchmessers ist in Abb. 80 dargestellt. Mit steigendem Blasendurchmesser sinkt die Kollisionswahrscheinlichkeit. Ebenso sinkt die Reaktionsfläche (bei gleichem Gasvolumen) mit steigender Gasblasengröße im Vergleich zu kleinen dispers verteilten Gasblasen und damit die Blaswirkung. Beides gibt Anhaltspunkte dafür, dass Anlagen- bzw. Bauteilzustände sowie Gasmengen, Blaszeiten und Bläschenverteilung einen Einfluss auf die Spülleistung und die Gefahr eines Schlackenmitlaufs haben und somit den Reinheitsgrad der Schmelze beeinflussen.

Die Formel zur Abschätzung des logarithmischen Aktivitätskoeffizienten von P_2O_5 nach [Tur96] lautet:

$$\log(P_2O_5) = 1.12([CaO] + [MgO] + 13[MnO] + 12[FeO] - 2[SiO_2]) - 42000/T + 23.58$$

Die Abschätzung des Verhältnisses $\log(P_2O_5)/P$ in Abb. 82 erfolgt nach [CPR93]:

$$\log(P_2O_5)/P = 11000/T + 2.5\log(FeO) + \text{frac}(162[CaO] + 127[MgO] + 28[MnO]) - 6.28 \times 10^{-4}([SiO_2] + [MnO] + [FeO])$$

die dazu geltenden Annahmen sind, dass die Temperatur im Konverter linear mit der Behandlungszeit von einer exemplarische Eingangstemperatur von $1350^\circ C$ auf $1750^\circ C$ steigt und ebenso die SiO_2 , MnO und MgO -Gehalte der Schlacke linear mit der Zeit ansteigen. Eine niedrige P_2O_5 -Aktivität wird durch einen entsprechend eingestellten Kalkgehalt der Schlacke erreicht, s. Abb. 81. CaO muss darüber hinaus den Basizität und Sauerstoffaktivität des Phosphors senkenden Einfluss von SiO_2 kompensieren (SiO_2 wirkt als Lewis-Säure, sprich Elektronenakzeptor im Schmelzen-Schlacken-System $SiO_2 + 2O^{2-} \rightarrow (SiO_4)^{4-}$ und vermindert die zur P_2O_5 zur Verfügung stehende

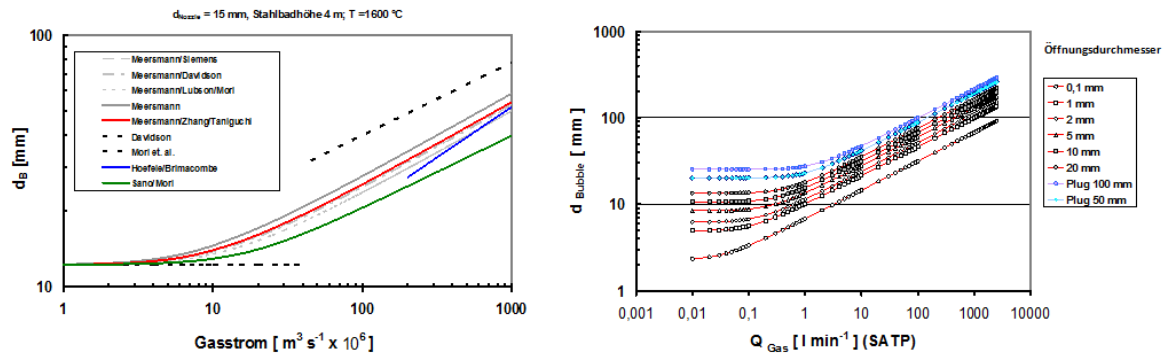


Abbildung 79: Initiale Blasengröße in Abhängigkeit vom Gasstrom und Durchmesser der Einleitstelle in einer Stahlschmelze zum einen für konstante Einleitdurchmesser und zum anderen für unterschiedliche Einleitdurchmesser als erste Näherung für poröse oder anderweitig schadhafte Spülsteine

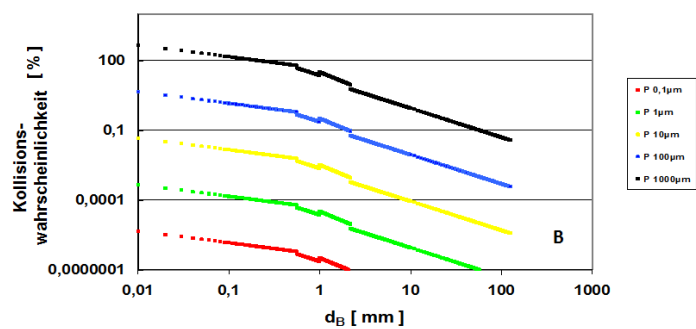


Abbildung 80: Kollisionswahrscheinlichkeit für angenommene Partikelgrößen zwischen $0.1\mu m$ bis $1mm$ und unterschiedliche Spülgasblasendurchmesser d_B .

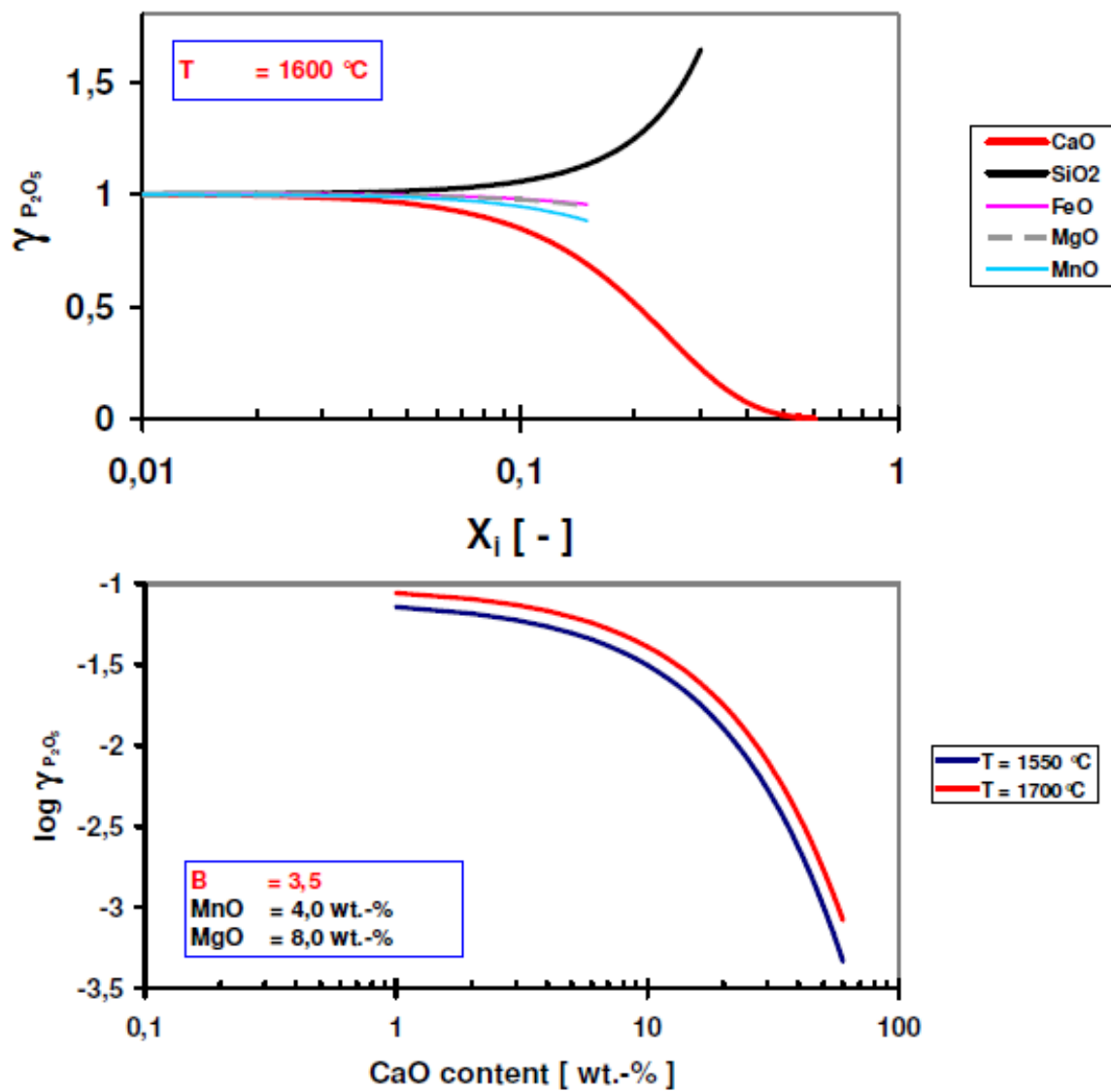


Abbildung 81: Berechnete Phosphoraktivitäten, P-Gehalte in der Schmelze als Funktion von CaO-Gehalt und Blaszeit

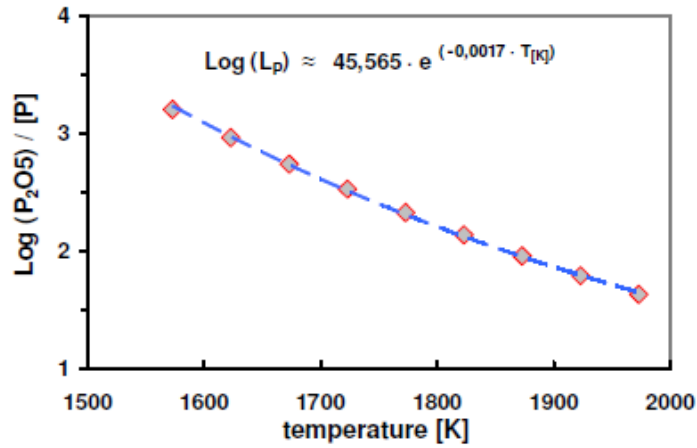


Abbildung 82: $\log(P_2O_5/P)$ -vs-Temperatur-Diagramm

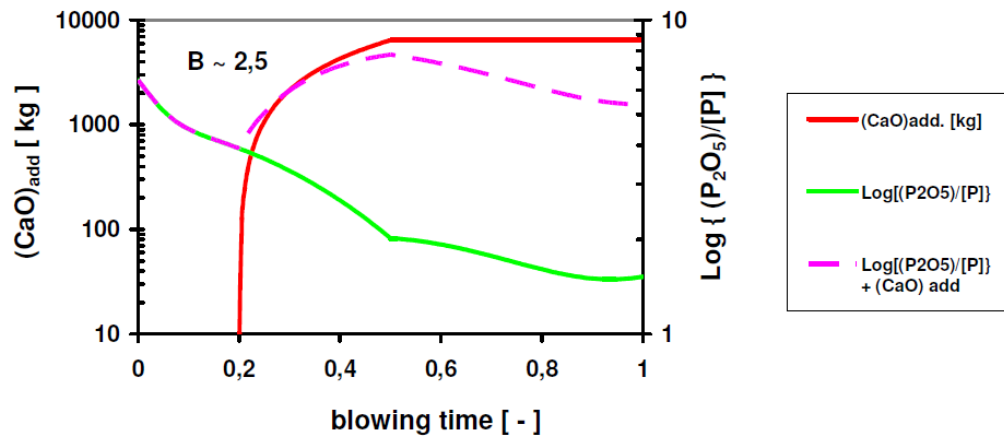


Abbildung 83: CaO -Menge und theoretisch abgeschätzte $\log(P_2O_5/P)$ -Gehalte als Funktion der Behandlungsdauer unter der Annahme eines linearen Temperaturanstiegs von $1350^\circ C$ auf $1750^\circ C$ zwischen Behandlungsbeginn und -ende.

Anzahl freier O^{2-} -Ionen bzw. ist als Reaktionspartner bei entsprechendem Angebot attraktiver für den eingeblasenen Sauerstoff als der eigentlich aus der Schmelze herauszuziehende Phosphor), vgl. ebenso Abb. 81. Mit der Temperatur und mit der nach oben genannten Annahmen damit auch mit der Zeit und typischen Kalkzugabemengen verhält sich der Phosphor-Gehalt bzw. das Verhältnis von P_2O_5/P wie in Abb. 82 und Abb. 83 dargestellt. Es ist also für eine entsprechende Entphosphorisierung ein bestimmter Kalkgehalt und eine gewisse Blasdauer notwendig. Zusätzlich ist die Schmelzentemperatur und der Si -Gehalt zu beachten. Die vielschichtigen Abhängigkeiten des Reaktionssystems Schmelze-Schlacke und die eingestellten Temperatur-, Zeit- und Spülgas-Randbedingungen sind auch von der Theorie über Prozess und metallurgische Prozesse her relevant für Schmelzenqualitätsbestimmende Größen wie P -Gehalt und potentielle Schlackenpartikel in der Schmelze [LGB04]. Die statistischen Hinweise auf ebendiese Prozess- und Schmelzenanalyseigenschaften scheinen daher plausibel. In Abb. 84 sind die Si -Gehalte im Roheisen gegen die im Konverter zugegebenen Kalk-

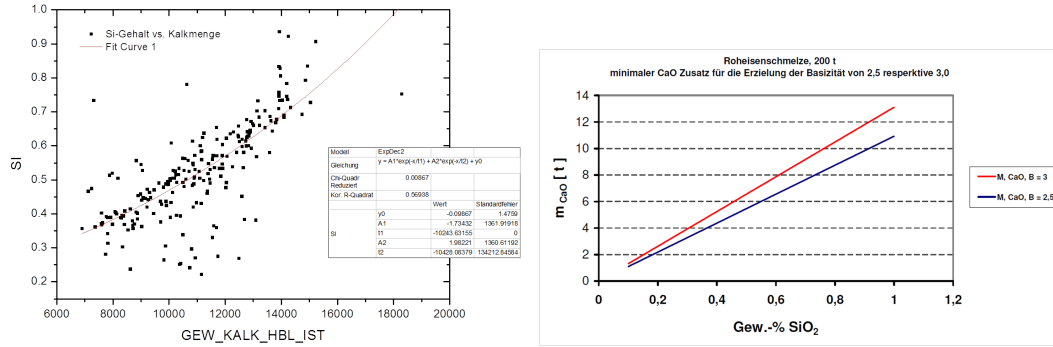


Abbildung 84: Vergleich der real beobachteten Si -vs-Kalkmengen, welche in erster Näherung einem e^{-1} -Verlauf folgen und der sich für theoretische Basizitäten in Abhängigkeit der SiO_2 -Gehalte ergebenden CaO -Mengen

mengen aufgetragen und durch einen invers exponentiellen Fit genähert. Daneben sind die zur Einstellung von Schlackenbasizitäten von $Ph_{slag} = 2.5$ und $Ph_{slag} = 3$ nach [Fru98] und unterschiedliche SiO_2 -Gehalte notwendigen CaO -Mengen dargestellt.

Die Formel zur Abschätzung der Basizität aus der Schlackenanalyse nach [Fru98] lautet:

$$Ph_{slag} = \frac{(CaO + 1.4 \cdot MgO)}{(SiO_2 + 0.6 \cdot Al_2O_3)}$$

Für $SiO_2 = 0.6\%$ würden für das Erreichen einer Basizität zwischen $Ph_{slag} = 2.5 \dots 3$ theoretisch zwischen $7 \dots 8t$ CaO reichen. Die real zugegebenen Kalkmengen bei $Si_{Roheisen} = 0.6\%$ liegen bei ca. $12 \dots 13t$. Dies bedingt temperaturabhängig (vgl. Phasendiagramm Abb. 85) entsprechende Blasleistungen und Abscheidungsauern zur Vermeidung des Zurückbleibens von Schlackenpartikeln in der Schmelze, bzw. erhöht bei höheren Schlackenmengen aufgrund größerer Kalkzugaben die Gefahr des Schlackenmitlaufs beim Konverterabstich. Beides könnte ein bestärkendes Indiz für die statistisch als relevant für die Brüchigkeitsentstehung ermittelten Prozessgrößen Si -Gehalt, Kalkmenge und O_2 -Blasmengen im Konverter sein.

Neben P wird auch S , sowohl in Bezug auf potentielle MnS -Einschlüsse [TKI06], als auch aufgrund wegen seiner Schlackenviskosität und Oberflächenspannung (vgl. Abb. 78) reduzierenden Wirkung, ein Qualitätsmindernder Einfluss zugeschrieben. Die Entschwefelungsleistung durch die sekundärmetallurgische Schmelzenbehandlung wird dabei durch Faktoren wie z.B. die Sulfidkapazität der Schlacke, die Kalziummetallurgie und Spüldauern beeinflusst. Die Schwefelkapazität von $CaO - MnO - SiO_2$ -Schlacken kann nach [KP11] unter der Annahme der Gleichgewichtsreaktion $(O^{2-}) + 1/2 S_{2,gas} \rightarrow$

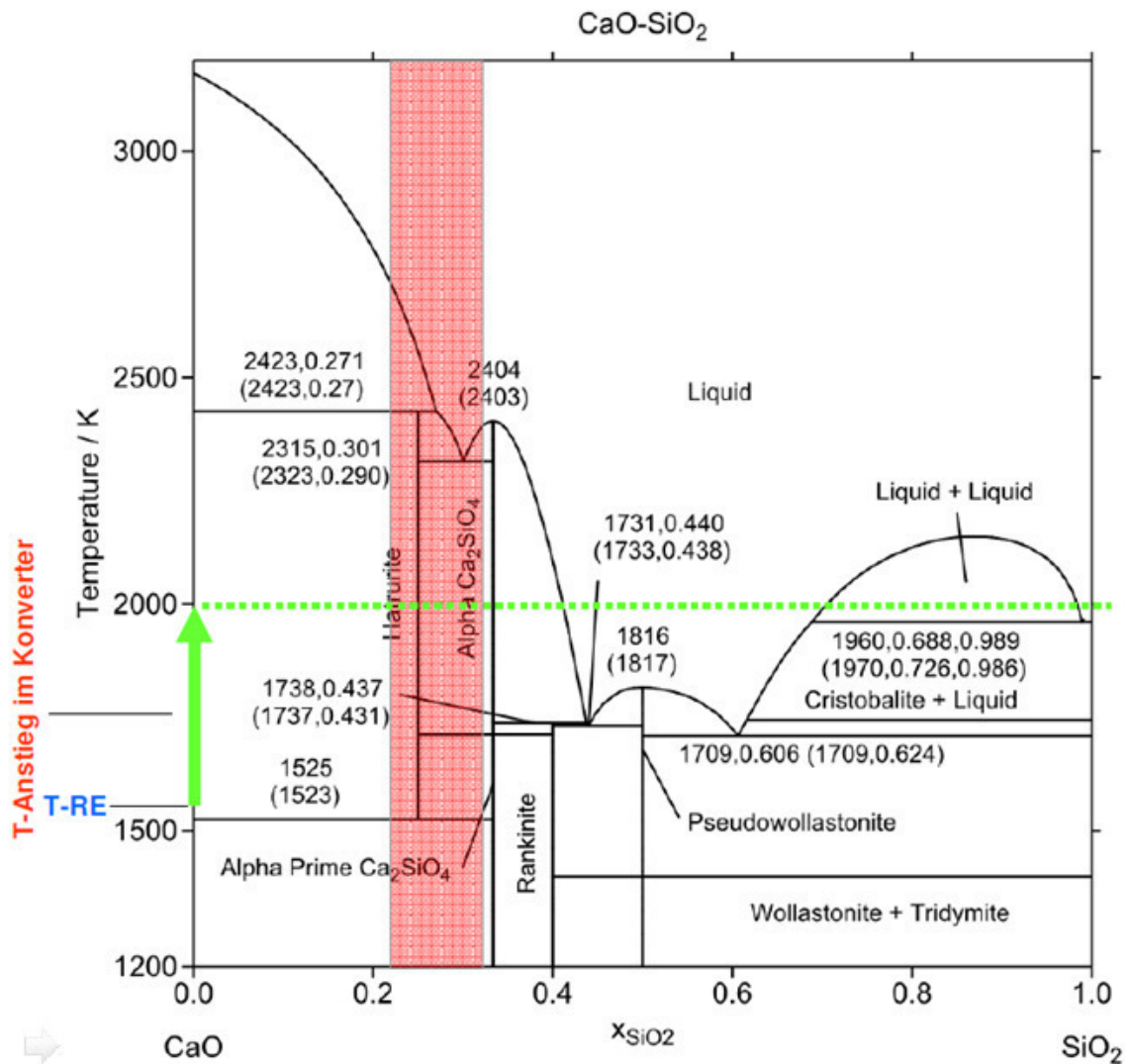


Abbildung 85: Phasendiagramm für das Stoffsystem $CaO-SiO_2$ im Mehrphasengebiet bei Temperaturen zwischen 1200 ... 3000°C [HGL⁺12].

$(S^{2-}) + 1/2O_{2,gas}$ berechnet werden aus

$$\begin{aligned}
c_S &= (wt\% S) \sqrt{\frac{P_{O_2}}{P_{S_2}}} \\
&= K \frac{a_{O^{2-}}}{f_{S^{2-}}} \\
\text{mit } P_{O_2, S_2} &= \text{Gleichgewichtspartialdrücke} \\
K &= \frac{f_{S^{2-}}}{a_{O^{2-}}} (wt\% S) \sqrt{\frac{P_{O_2}}{P_{S_2}}} = \text{Gleichgewichtskonstante S-O-Austausch} \\
a_{O^{2-}} &= \text{Sauerstoffaktivität} \\
f_{S^{2-}} &= \text{Aktivitätskoeff. Sulfidanion}
\end{aligned}$$

In solchen Schlackensystemen sinkt die Schwefelkapazität mit steigendem Anteil SiO_2 in der Schlacke, falls nicht gleichzeitig die Anteile an CaO und MnO nicht in gleichem Maße steigen [KP11]. Ein Interpretationsansatz aus diesen Untersuchungsergebnissen wäre, Si -reiche Schmelzen (Roheisen) und Schlacken, erfordern eine in gleichem Maße erhöhte CaO -Konzentration um eine ausreichende Abbindung von Sulfiden in der Schlacke zu gewährleisten; der Gleichgewichtspunkt ist dabei jedoch entscheidend, da bei zu hohen CaO -Anteilen in der Schlacke bei mittleren SiO_2 -Gehalten die Schwefelkapazität reduziert ist [KP11].

Die Phosphorkapazität $C_{PO_4^{3-}}$ einer $CaO - FeO - CaF_2 - SiO_2$ -Schlacke wird in [JPP11] definiert als (hier logarithmiert)

$$\begin{aligned}
\log(C_{PO_4^{3-}}) &= \log(L_P) - \frac{5}{4} \log(P_{O_2}) - \log(f_P^*) + const. \\
\text{mit } L_P &= \text{Konzentrationsverhältnis im Glg.} \\
f_P^* &= \text{P-Aktivität} \\
&= e_P[\%P] + e_{Cr}[\%Cr] + e_C[\%C]
\end{aligned}$$

Im Temperaturbereich zwischen $1250, \dots, 1500^\circ C$ steigt mit der Temperatur die Phosphorkapazität der Schlacken nach [JPP11] um $12 - 15\%$ an. Wie aus der Gleichung für die P-Aktivität zu entnehmen ist hängt diese vom Cr Gehalt ab. Die Autoren in [JPP11] haben $e_P = 0.03$ (bei $T = 1573 - 1873K$) und $e - C = 105.1/T + 0.0723$ (bei $T = 1473 - 1673K$) aus der Literatur angenommen und daraus die P-Aktivität als Funktion der Temperatur und des Cr -Gehalts berechnet; für den Wechselwirkungsparameter wurde $e_{Cr} = 0.031$ ermittelt. Mit steigendem Cr -Gehalt und gleichzeitig steigender Temperatur steigt die P-Aktivität linear an.

Der Effekt von S auf die Basizität (Kohlenstoff-Schwefel-Verhältnis $C/S \hat{=} CaO/SiO_2$) und deren Einfluss auf die Aufnahmefähigkeit von MgO in Schlacken und die Aktivität und Löslichkeit von FeO in basischen Schlacken wird z.B. in [SSC11] beschrieben. In eben diesen Untersuchungen [SSC11] wird beschrieben, dass die MgO -Löslichkeit in der Schlacke bei höheren Temperaturen und FeO -Gehalten (in der Schlacke) steigt, wohingegen sie mit steigender Basizität fällt. Außerdem sinkt die FeO -Aktivität mit steigender Schlackenbasizität [SSC11]. Der statistische Hinweis aus Kap. 3.2.3 auf die bereits im Hinblick auf einen zeilführenden P -Gehalt plausibel erscheinenden Prozessparameter wie Si -Gehalte, Behandlungszeiten, Ca -Mengen kann demnach auch vor

dem Hintergrund der Entschwefelungswirkung der Sekundärmetallurgischen Prozesse zur Einstellung eines hinsichtlich Oberflächenqualität und Reinheitsgrad optimalen Schwefelgehalts plausibilisiert werden.

Mechanische Spannungen beim Stranggießen Nach [ea92] ist bei hohen Temperaturen das Kriechverhalten als Reaktion auf Zug- oder Druckspannungen zu beachten, wenn Berechnungen oder qualitative Aussagen über die Dehnung und damit eine potentielle Strangverformung getätigt werden sollen. Elastische Gleichungen aus der Biegetheorie besagen für die Dehnungen, die einem Kriechverhalten folgen [ea92]:

$$\epsilon = -\kappa(y - y_n)$$

Hierbei ist ϵ die Dehnung, κ die Krümmung und $(y - y_n)$ der Abstand zur neutralen Faser. Um beispielsweise die Höhe b des bulgings bei nicht gleichförmig anliegenden Führungsrollen zu approximieren, wird in [ea92] die Formel angegeben:

$$b = 7.86 \times 10^{-12} \exp(0.0046 \cdot T) h^{2.25} L^{6.1} v^{-0.57} s^{-5.26}$$

mit h = metallurg. Höhe
 L = Rollenabstand
 v = Gießgeschwindigkeit
 s = Strangschalendicke

Die maximale Dehnung ϵ und Dehnrates $\dot{\epsilon}$, welche u.U. zur Abschätzung kritische Zustände für die Entstehung von Rissen genutzt werden kann, ist in [ea92] gegeben durch:

$$\epsilon = \frac{A \cdot (y - y_n) \cdot b}{L^2},$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{A' v (y - y_n) b}{L^3}$$

wobei A und A' Anlagen- und Materialkonstanten sind und in [ea92] ebenfalls angegeben werden mit $A = 34.4, \dots, 39.3$ und $A' = 409, \dots, 1368$. Die Dehnung infolge von Bulging ist somit direkt Proportional zur Bulginghöhe und folgt unter der Annahme einer mittleren Gießgeschwindigkeit von $0.9m/min$ und einem Führungsrollenabstand von $0.3m$ für unterschiedliche Abstände zur neutralen Phase den in Abb. ?? dargestellten Verläufen. Die Proportionalität der Dehnung insbesondere strangschalennaher Schichten zur Bulginghöhe kann als bestärkender Hinweis zur Plausibilisierung der Segment-Führungsrollenabstände als Einflussfaktoren für die Entstehung von Oberflächenfehlern am Strang damit potentiell Brüchigkeiten am Grobblech gewertet werden. Tritt Bulging im Abkühlverlauf beim Durchlaufen der Null-Zähigkeits-Temperatur (zero strength temperature, ZST) und Null-Festigkeits-Temperatur (zero ductility temperature, ZDT) auf, so erhöht dies die Rissanfälligkeit zusätzlich [KB10], [MB06], [LT04]. In voran genannten Quellen wird zudem der Temperaturbereich zwischen ZDT und liquidus impenetrable temperature (LIT) als besonders kritisch für die Entstehung von Oberflächen- und Innenrissen bei der Erstarrung während des Stranggießens genannt. Diese lassen sich theoretisch aus den Temperaturen, bei denen der Strang nahezu durcherstarrt ist $T(f_s = 0.99) - T(f_s = 0.9)$ mit f_s als fraction solid, berechnen [LT04],

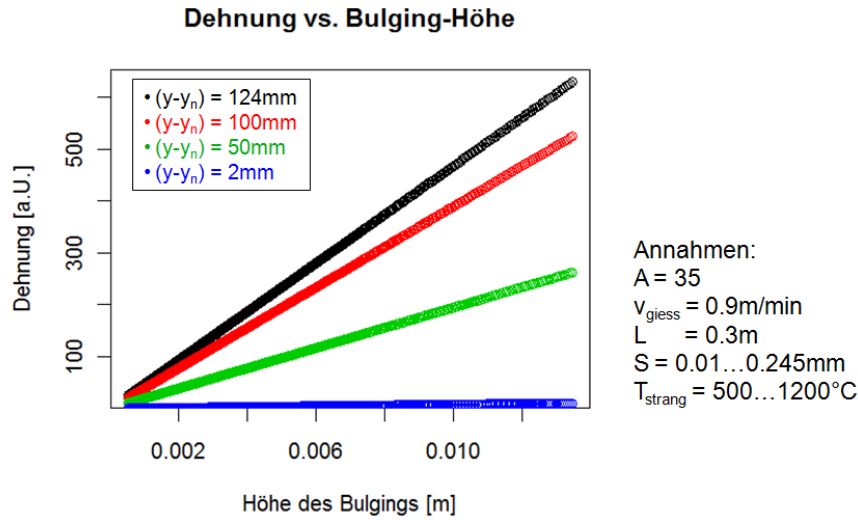


Abbildung 86: Modellrechnungen für Dehnungen der Strangschale in Abhängigkeit der Bulginghöhe für Abstände von $2 \dots 124\text{mm}$ zur neutralen Faser (entspricht etwas der halben Strangdicke bei einem 250mm -Strang). Die Bulginghöhe für Temperaturen $500 \dots 1200^\circ\text{C}$ ist hier $b = 7.86 \times 10^{-12} e^{0.0046T} L^{6.1} v^{-0.57} s^{-5.26}$.

[KB10]. Aus thermodynamischen Gleichgewichtsberechnungen lassen sich so beispielsweise die Temperaturen $T(f_s = 0.9)$ und $T(f_s = 0.9)$ abschätzen und dementsprechend die Temperatur-Intervalle, die für eine Strangoberflächenschädigung oder Mikroinnenrisse kritisch sein kann. Diese Abschätzungen unterliegen einer gewissen Unschärfe infolge des Temperaturgradienten zwischen Strangoberfläche und „mushy zone“ im Stranginneren sowie aufgrund der Solidustemperaturvariation infolge des Konzentrationsunterschiedes der Legierungselemente in der Restschmelze - also im Wesentlichen Nicht-Gleichgewichtsbedingungen, die in der Realität vorherrschen. In [ea92] werden außerdem von der chemischen Zusammensetzung des Stahls abhängige Einflüsse der Duktilitätsminima und des Schmelzpunktes auf die Bildung von Rissen in der Kokille genannt. Dabei ist der Kohlenstoffgehalt als bestimmendes Element für die Ausbildung eines peritektischen oder eutektischen Erstarrungsgefüges bestimmende Größe für die kritische Temperatur der Duktilitätsminima, bei denen Spannungszustände während des Gießens vermieden werden sollten. Ein Großteil der Oberflächenrisse seien auf eine Überschreitung der Zugfestigkeit bei Kohlenstoff-haltigen Stählen mit ca. $C \geq 0.1\%$ bei Temperaturen im Bereich des Duktilitätsminimums $T = 600 - 1200^\circ\text{C}$, je nach Stahlsorte, zurückzuführen [ea92]. Das Mn/S -Verhältnis sei nach [ea92] die zweite analysebezogene Einflussgröße, die durch die Seigerungsneigung dieser Elemente an den Korngrenzen und in gießfehlerbedingten Zwischenräumen zu einer Herabsetzung der Duktilität insbesondere in den durch das Duktilitätsminimum beschriebenen Temperaturbereichen $800 - 1200^\circ\text{C}$ führen könnten.

Kinetische Ausscheidungssimulationen Für die in den statistischen Analysen ermittelten Temperatur-Umformbedingungen werden im Folgenden für die jeweilige mittlere chemische Analyse der betrachteten Stahlsorten Simulationen der Ausschei-

dungskinetik durchgeführt. Das Ergebnis sind Ausscheidungsanteile und -zeitpunkte für die charakteristischen Zeit-Umformbedingungen von Gieß- und Walzkampagnen, die mehrheitlich zu i.O.-Blechen bzw. Blechen mit Brüchigkeit geführt haben. Die aus den statistischen Analysen extrahierten Temperaturhistorien, welche als Input-Größen für die Ausscheidungssimulationen genutzt wurden, sind in Abb.87 dargestellt.

Die thermodynamischen Ausscheidungssimulationen (s. Abb 88 und Abb. 89) zeigen, dass der größte Anteil an Mikrolegierungselementausscheidungen sich nicht während der Umformung, sondern erst bei der Abkühlung des Blechs bildet. Der Anteil umforminduzierter Ausscheidungen ist nach diesen theoretischen Berechnungen verschwindend gering gegenüber den thermisch induzierten.

Der Einfluss von Mikrolegierungselementausscheidungen auf Rissbildung und Oberflächenfehlerentstehung infolge lokal herabgesetzter Duktilität während der Umformung scheint auch bei den statistisch als potentiell kritisch identifizierten relativ niedrigeren Walztemperaturen theoretisch durch thermodynamische Simulationen der Ausscheidungskinetik nicht belegbar. In Abb. ?? ist der für die Stahlmarke XD (s. Abb. 89) angenommene Walz- und Abkühltemperaturverlauf, der zu mehrheitlich schlechten Blechen mit Brüchigkeiten geführt hat, zur Berechnung der Ausscheidungskinetik mit MatCalc verwendet worden. Der größte Anteil auch in nennenswerten Partikelgrößen auftretender Mikrolegierungselementausscheidungen tritt hiernach erst bei der Abkühlung auf dem Kühlbett auf. Das Argument niedrige Walzstarttemperaturen wirkten kritisch auf das Auftreten von Brüchigkeitsfehlern lässt somit mittels thermodynamischer Ausscheidungssimulationen nicht bekräftigen. Der Walztemperatureinfluss auf die Fehlerauftrittswahrscheinlichkeit scheint daher durch die bessere Warmduktilität bei höheren Walztemperaturen insbesondere im Fehlerbereich vorgeschädigter Brammen erklärbar, jedoch nicht durch die Bildung duktilitätsmindernder Ausscheidungen bei relativ niedrigeren Walztemperaturen.

3.4.1 Zusammenfassung physikalische Prozess-/ Eigenschaftsmodellierung

Zur Prüfung der Eingangshypothesen, dass Brüchigkeiten durch eine Kombination von Prozessparametern im Stahlwerks- und im Grobblechwalzprozess verursacht werden, diese mittels Advanced Analytics und Data Mining Verfahren aus einer umfassenden Prozessdatenmenge identifiziert und physikalisch und phänomenologisch plausibilisiert werden können sind im vorangegangenen Kapitel Modellrechnungen durchgeführt worden zur Spülwirkung bei der sekundärmetallurgischen Behandlung, zur Abschätzung von mechanischen und thermischen Spannungszuständen während des Stranggießens sowie zur Ausscheidungskinetik für charakteristische Temperatur-Umformregimes während des Walzens. Ausgehend von den Ergebnissen der Data Mining Analysen sowie den in der Literatur genannten Hinweisen auf Einflussgrößen für die Entstehung von Brüchigkeiten auf Grobblech wurden die Schwerpunkte auf der modellhaften Beschreibung der Entphosphorisierungs- und Entschwefelungsleistung sowie die Gefahr von NMEs aus den Konverter- und VPL-Prozessen gelegt. Außerdem wurden potentiell kritische Dehnungswerte in Abhängigkeit der Stranggießbedingungen wie Gießgeschwindigkeiten, Kühlleistung der Primär- und Sekundärkühlung, Strangschalendicke, Gießformat und Schmelzentemperatur betrachtet. Kinetische Ausscheidungssimulationen für charakteristische Temperaturregimes während des Grobblechwalzens bei der

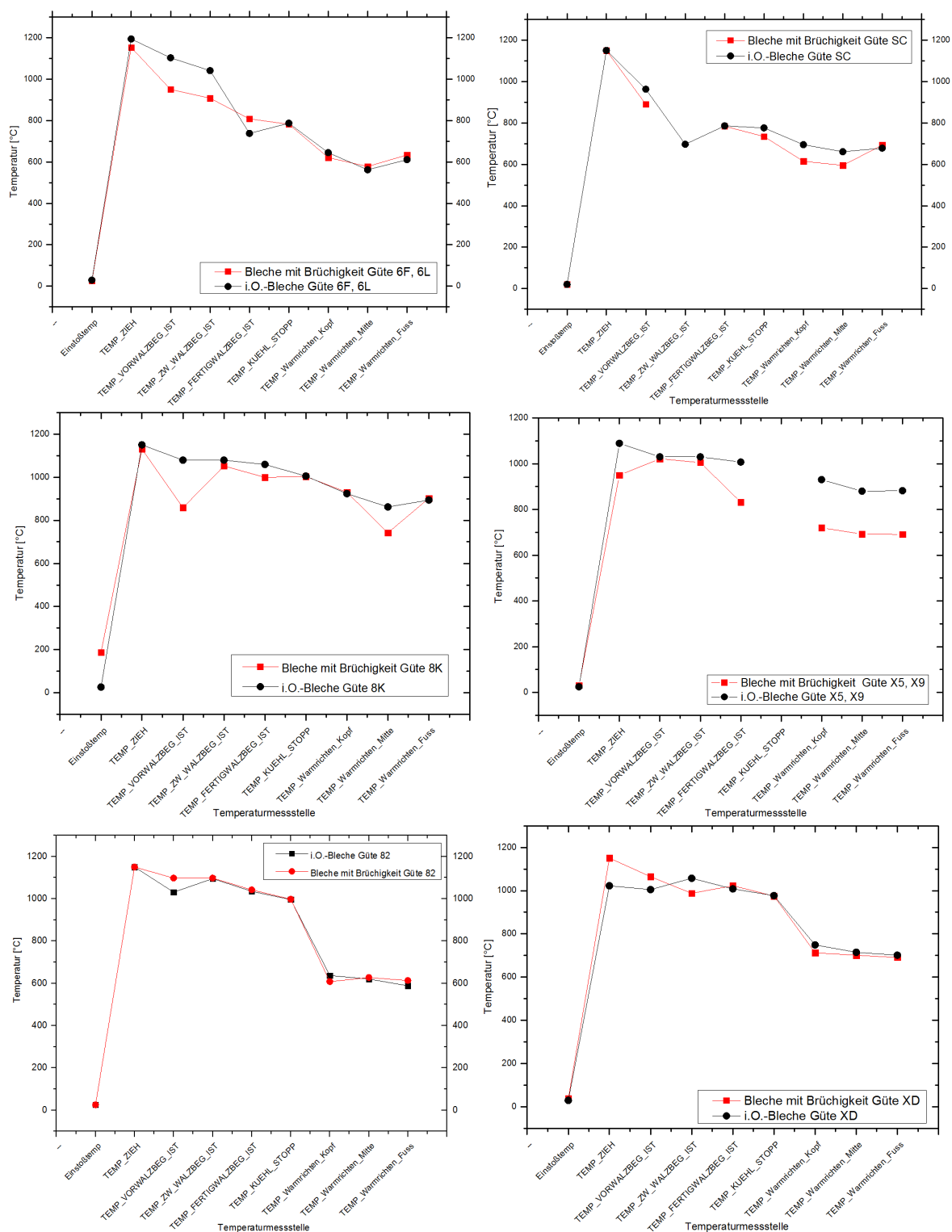


Abbildung 87: Median-Temperaturen der einzelnen Messstellen aus dem Grobblech-Walzprozess, welche charakteristisch für die jeweiligen Datensätze mit i.O.-Blechen bzw. Blechen mit Brüchigkeitsfehlern sind.

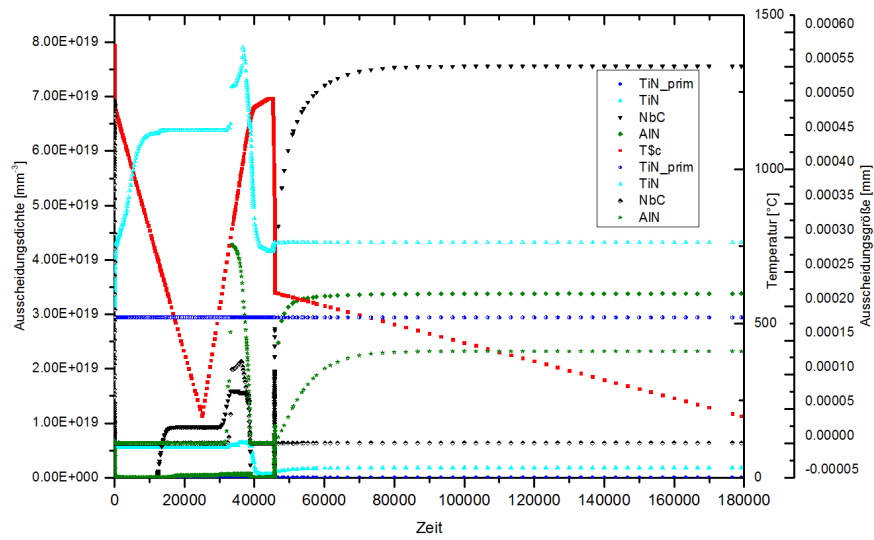


Abbildung 88: Kinetische Ausscheidungssimulationsergebnisse für die Güte SC und den in Abb. 87 gezeigten Temperaturverlauf für Bleche mit Brüchigkeit

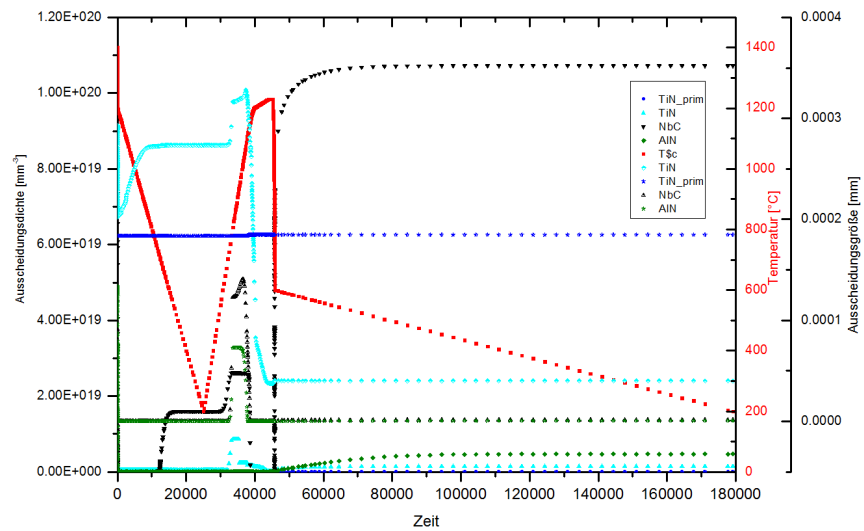


Abbildung 89: Kinetische Ausscheidungssimulationsergebnisse für die Güte XD und den in Abb. 87 gezeigten Temperaturverlauf für Bleche mit Brüchigkeit

ILG zur Abschätzung möglicher Anteile und Aufttrittstemperaturen von Mikrolegierungselementausscheidungen bilden den Abschluss des Kapitels.

3.5 Fehlerdiskussion, Unsicherheitsabschätzung

In den gezeigten Data Mining Analysen sind insbesondere durch Unschärfen bei der Vergabe des Qualitätslabels und der Zuordnung Blech bezogener Daten zu integralen Prozessgrößen einer gesamten Schmelze im Stahlwerk Fehler bei der Interpretation und Bewertung der Verallgemeinerungsfähigkeit der synthetisierten Ergebnisse zu beachten. Eine Zusammenstellung der Fehlerquellen, deren Gewichtung und daraus die Abschätzung eines mittleren Gesamtfehlers der Berechnungen wird in diesem Abschnitt vorgenommen. Die Fehlerquellen aus den Daten betreffen:

- Qualitätslabel: Unsicherheit durch teils subjektive Fehlerbewertung durch Inspektoren bei den Grobblechen. Zur Gewichtung und Bewertung des Fehlereinflusses wird ein „Fuzzy-Faktor“ eingeführt. Es gibt bei der makroskopischen visuellen Fehlerzuordnung Misch- oder Übergangsbereiche bei denen das makroskopische Fehlerbild neben dem Fehler Brüchigkeit auch einem anderen Fehler wie z.B. Rissen, Schalenfehlern, Zunderfehlern (Narben, Einwalzungen) entsprechen kann. Da die Existenz eines Fehlers, zumal hier primär die final ausgefallenen, nicht durch Nacharbeit endkommissionierfähigen Bleche betrachtet wurden mit großer Sicherheit erkannt werden kann, -die Reklamationsquote für den Fehler Brüchigkeit ist gering und liegt bei ca. 0.2 – 3%- wird eine Wahrscheinlichkeit für Fehl-Zuordnungen bei der Blechbewertung von $\Delta F_{Zuordnung} = \pm 0.0002 - 0.002 \hat{=} 0.02 - 0.2\%$ angenommen Diese ergibt sich aus der reziproken Anzahl möglicher Alternativfehlerklassen multipliziert mit der mittleren relativen Häufigkeit (k_{nb}/N , mit k_{nb} Anzahl Instanzen mit Befund „Nicht-Brüchigkeit“ und N Gesamtanzahl betrachteter Bleche), das einer der anderen vier Fehlertypen (und nicht Brüchigkeit) auftritt als Maß für die Aufttrittswahrscheinlichkeit und einem dem Faktor subjektiver Einschätzung Rechnung tragenden Penalty-Faktor [Aac12].

$$\begin{aligned}\Delta F_{Zuordnung} &= \pm \frac{1}{5} \cdot 0.1 \cdot c_{subj} \\ c_{subj} &= 1 \times 10^{-2}, \dots, 10^{-3} \hat{=} 0.1, \dots, 1\% \\ \frac{k_{nb}}{N} &= 0.8 \hat{=} \text{relat. Häufigkeit „Nicht-Brüchigkeiten“}\end{aligned}$$

Dieser Penalty-Faktor c_{subj} ist in der Literatur [Aac12], [SG83] beispielsweise zur Risikoabschätzung von Fehleinschätzungen oder Fehlbedienungen durch Bediener in Atomkraftwerken (Tagegeschäftsaufgaben der Anlagenbedienung) angegeben, als Quotient aus der im Mittel auftretenden Anzahl an Fehlentscheidungen und der Gesamtanzahl an Aufgaben bzw. der Gesamtarbeitszeit während der diese Fehler aufgetreten sind. Daraus ergibt sich z.B. nach [SG83], [KP08] für mittelkomplexe Aufgaben über einen Arbeitstag bei mittlerer Aufgabenanzahl eine Fehlerwahrscheinlichkeit von $1 \times 10^{-2}, \dots, 10^{-3} \hat{=} 0.1, \dots, 1\%$

Die metallographischen und metallkundlichen Untersuchungsergebnisse, die hier

zur statistischen Detailanalyse und Einzelfallbetrachtung bei der eingehenden Fehlercharakterisierung verwendet werden können als eindeutig gewertet werden, da die relevanten Informationen wie Zunderbeläge, innere Oxidation sowie NMEs eindeutig erkennbar und mit großer Sicherheit verwechslungsfrei korrekt klassifiziert werden. Die Gefahr durch Probenentnahmeort im makroskopischen Fehlerbereich, Schlifflage und Probenpräparation Fehler bei der Beurteilung des Brüchigkeits-Typs zu machen besteht, wird hier aber als nicht systematisch bewertet und aufgrund der sehr eindeutigen auf die sicher belegbaren Eigenschaften reduzierte Fehlerklassifikation als vernachlässigbar klein angesehen. So wird hier beispielsweise bei den Zunderbelägen im Bereich der Materialtrennung der Brüchigkeitsfehler z.B. nicht zwischen Wüstit, Hämatit und Magnetit unterschieden (außer in den expliziten Zunderuntersuchungen der Glühversuche, für welche auch EDX-Untersuchungsergebnisse zur Verifikation vorliegen), sondern nur das sicher darstellbare Vorhandensein von Zunder im Fehlerbereich als Befund in den Analysen betrachtet.

- Messfehler und Ungenauigkeiten in den Prozessdaten: Generell werden in den Datenbanksystemen der SZFG und ILG ausschließlich auf Konsistenz geprüfte Mess- und Anlagendaten gespeichert. Umfängliche Ausreißerdetektionsverfahren und auf vordefinierten sinnvollen Wertebereichen basierende Plausibilitätschecks verhindern eine Speicherung von und Datengrundlagenverfälschung durch extrem falsche oder fehlerhafte Messwerte. Innerhalb der erlaubten Grenzen für plausibel befundener Wertebereiche treten sowohl Fehler infolge von Messfehlern auf, beispielsweise bei Temperatur- oder Dickenmessungen, als auch infolge von Zuordnungsfehlern z.B. bei der Annahme die stichprobenartig bestimmte chemische Analyse der Schmelze entspräche der lokalen chemischen Zusammensetzung des Stahls an einer bestimmten Position des Blechs oder bei Mittelwertbildung über mehrere Messungen zur Generierung eines Stück bezogenen Parameter-Repräsentanten. Eine umfassende Darstellung der mathematischen Grundlagen und unterschiedlicher Berechnungsansätze von Fehlern und deren Fortpflanzung in Funktionen fehlerhafter Größen ist in [Fre07] und [DR08] zu finden.
- Accuracy bzw. Klassifikationsfehler der Algorithmen/ Entscheidungsbaummodelle. Der mittlere Klassifikationsfehler liegt bei 2...8%, vgl. Kapitel 3.2.3. Da nicht genau unterschieden werden kann, ob die Konfiguration der Entscheidungsbaumalgorithmen wie z.B. die Vorgabe des minimalen Informationsgewinns je Anpassung der statistischen Regeln oder der Verwendung von Pruningverfahren bzw. die Qualität des Trainingsdatensatzes für die Höhe des mittleren Klassifikationsfehlers verantwortlich ist, werden diese Einflüsse bei der Fehlerabschätzung der Klassifikationsverfahren vernachlässigt.
- Abweichungen des Nichtgleichgewichtsfalls von Randbedingungen und Annahmen bei thermodynamischen Ausscheidungsberechnungen.
- Abweichungen in Modellrechnungen aufgrund falscher Annahmen bzw. mit Messfehlern behafteter Randbedingungen, die für die Simulation aus den Prozessdaten abgeleitet werden.

Eine Abschätzung der Fortpflanzung der Qualitäts- und Prozessdatenfehler auf die Ergebnisse und Interpretationen selbiger wird mittels Superposition der Einzelfehlerbeiträge versucht. Entscheidungsbaumverfahren sind nicht-lineare Klassifikatoren. Die Abbildung der Gesamtfehler der Entscheidungsregel als Summe der Einzelfehlerbeiträge gewichtet durch partielle Ableitungen der Klassifikationsfunktion nach den Einzelattributen analog dem Prinzip der Gauß'schen Fehlerfortpflanzung scheint hier unpassend bzw. schwierig zu konstruieren. Im ungünstigsten Fall sind im Trainingsdatensatz die als statistisch signifikant zur Klassenlabel-Separierung errechneten Attribute alle um ihren Maximalfehler verfälscht und alle Schwellwerte an den Entscheidungsbaum-Verzweigungen dementsprechend ebenfalls. Damit bei der Anwendung auf den unabhängigen Testdatensatz die hier erhaltenen großen Vorhersagesicherheiten von durchschnittlich 92 – 98% erzielt werden können, müssten die Eingangsdatenfehler in der gleichen Größenordnung wie im Trainingsdatensatz und mit der gleichen Richtungstendenz (positiv oder negativ) liegen. Das heißt im ungünstigen Fall sind alle statistisch ermittelten Schwellwerte und die hier extrahierten Klassifikationsregeln um den Maximalfehler der jeweiligen Attribute verfälscht. Die Interdependenzen zwischen den Einzelgrößen der verketteten Klassifikationsregeln und damit eine Bezifferung der Auswirkung von Einzelfehlern auf Folge-Verästelungen im Entscheidungsbaum lassen sich schwer angeben. Die Entscheidungsregeln können unstetige Sprungfunktionen im Eingangsdatenraum darstellen und entsprechend sind die Folgefehler einer Verschiebung der Schwellen auf die Sub-Unterteilungen nicht zwingend als lineare Fortsetzung im Unterraum anzunehmen. Eine allgemein gültige, mathematisch aus den Verfahren bzw. erstellten Klassifikationsmodellen abgeleitete Fehlerfortpflanzungsregel für alle hier analysierten Datensätze und angewendeten Klassifikator-Varianten scheint schwierig. Es wird daher der Versuch einer möglichst konservativen Abschätzung gemacht. Der maximale Klassifikationsfehler in Prozent der jeweiligen Werteskalen addiert mit dem maximalen Fehler der jeweiligen Größe wird als Fehler für alle Schwellwerte aus den Entscheidungsbaumverfahren angenommen. Das bedeutet die Temperaturen mit einem Messfehler von $\pm 10K$ haben, wenn sie in einer Klassifikationsregel vorkommen potentiell diesen Fehler zuzüglich beispielsweise 8% des Schwellwerts für den Fall eines diesen 8% entsprechenden maximalen relativen Klassifikationsfehlers des Klassifikationsmodells. Für den statistisch ermittelten Schwellwert der Ofenziehtemperatur $T_{Zieh,Ist} = 1179^{\circ}C$ für die Güten 57 und 59 muss bei einem Gesamtklassifikationsfehler von 4% im ungünstigen Fall von einem maximalen Fehler von

$$\Delta T_{Zieh,Ist} = \pm(10 + 0.04 \cdot 1179)K = \pm 57K$$

ausgegangen werden. Analog lassen sich Fehlerwerte für alle hier bestimmten Schwellwerte aus den Klassifikatoren berechnen und angeben.

4 Optimierung und Realtest

Im Rahmen eines Arbeitskreises mit den beteiligten Produktionsbereichen aus Stahlwerk und Walzwerk sowie den jeweiligen Qualitätsstellenverantwortlichen wurden eine Vielzahl der hier erarbeiteten Erkenntnisse in betrieblichen Maßnahmen umgesetzt. So wurden beispielsweise die Vorgaben für die Begleitelementkonzentrationen verschärft

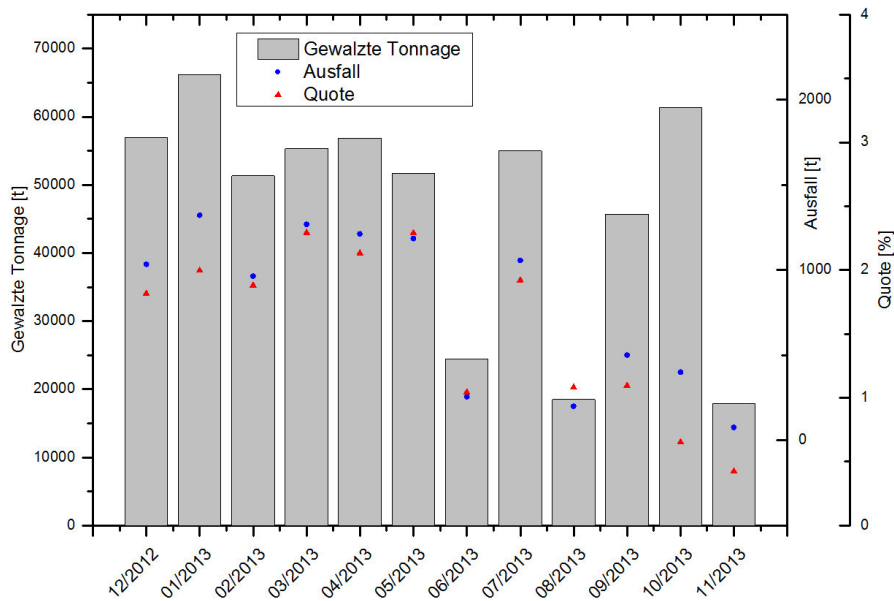


Abbildung 90: Gewalzte Tonnage an Grobblechen der relevanten Güten, ausgefallen Tonnage und die sich daraus ergebende Ausfallquote für die Monate Dez. 2012 - Juli 2013, in denen die beschriebenen Maßnahmen ergriffen wurden und zu wirken begonnen haben.

(z.B. S , P , N), zur Reinheitsgradverbesserung vermehrt die Vakuumroute verwendet und die Kokillenkühlung auf eine stärkere Kühlung in der Kokille (schnellere Kühlwasserdurchströmung und damit stärkere Wärmeabfuhr) insbesondere für die 350mm dicken Brammen umgestellt. Konkret bedeutet dies die Vorgabe von sogenannten "best-case-Bedingungen bei den als statistisch, werkstoffkundlich und prozesstechnisch relevant ermittelten Prozessparametern für die hier betrachteten kritischen Einsatzgüten. Auf der Grobblechseite wurden die Walzstarttemperaturen für die thermomechanisch gewalzten Bleche etwas angehoben und auf ein Vermeiden einer Walzstarttemperaturunterschreitung geachtet. Die Untersuchungsergebnisse haben außerdem Eingang in ein Vorwarn- und Regelsystem gefunden, dass z.B. bei Verletzung der Grenzen der als potentiell kritisch erachteten Prozessparameter eine automatische Information der Folgebetriebe erfolgt und diese z.B. bei erhöhter Rissgefährdung durch gewisse Legierungselementkonzentrationen und Gießbedingungen einen Heißtransport der betroffenen Brammen als eine mögliche Gegenmaßnahme anordnen können.

Die Ausfallquote bei Grobblechen der hier betrachteten Stahlmarken aufgrund von Brüchigkeiten hat sich in Folge der Summe der Maßnahmen von den in Abb. 90 dargestellten Zahlen auf durchschnittlich 1.5% für die ersten sieben Monate des Jahres 2013 und auf zuletzt unter 1% der gewalzten Tonnage eingestellt.

Bei der Fehlercharakterisierung ist eine Vereinheitlichung der Nomenklatur bei der ILG und der MGB in Arbeit. Auch in den Arbeitskreisen des VDEh (FA Grobblech) wird aktuell an einer einheitlichen Fehleransprache gearbeitet, wo bei die Vertreter der ILG die hier erarbeiteten Ergebnisse in die dortigen Diskussionen einfließen lassen, so dass auch auf deutscher und europäischer Ebene mit einer mittelfristigen Vereinheitlichung der Fehlerbeurteilung und infolge dessen einem intensiveren Austausch zu Erfahrun-

gen mit der Fehlerursachendientifikation und Abstellmaßnahmen zu rechnen ist. Bei der makroskopischen Fehlercharakterisierung durch ILG und SZFG sowie im Falle einer mikroskopischen Untersuchung von Fehlerproben bei SZMF werden die Ergebnisse der automatischen Bildverarbeitung und Fehler-Klassifikation zur Nachbewertung und als zweite Meinung verwendet. Die begonnene Bilddatensammlung wird systematisch durch den Aufbau einer Fehlerdatenbank (MySQL mit web-Frontend) fortgesetzt. Neben den Bilddaten werden Informationen über die Stückidenten (Schmelzen-, Brammen- und Blech-Nummern), Zeitstempel, makroskopischen und mikroskopischen Fehlerbefund gespeichert. Sobald zusätzliche Fehlerbefunde in ausreichender Anzahl dem aktuellen Datenbestand hinzugefügt wurden, lassen sich die Klassifikationsmodelle anhand der existierenden work-flows nach dem gleichen Schema wie es hier erarbeitet wurde inklusive aller Datenvorverarbeitungsschritte aktualisieren.

5 Zusammenfassung und Fazit

Nach einer eingehenden Fehlercharakterisierung des Grobblechoberflächenfehlertyps Brüchigkeit und einem Vergleich mit Schalenfehlern, wie sie auf Flachstahlprodukten auftreten können, lassen sich folgende Erkenntnisse zusammenfassen. Mikroskopisch ähneln sich Brüchigkeiten an Grobblechen und Schalenfehler auf Flachstahlbändern insbesondere bei vergleichbarer Mikrostruktur und nicht zu extremen Dickenunterschieden. Das makroskopische Fehlerbild von Brüchigkeiten und Schalenfehler unterscheidet sich Bezug auf Fehlerlänge und -Tiefe sowie Form und Breite der Materialtrennung. Für den Fall, dass metallographische Untersuchungsergebnisse vorliegen, ist eine Fehlerklassifikation analog der VDEh-Definition für Warmband-Schalenfehler sinnvoll, da auch bei Brüchigkeiten zwischen Fehlern mit und ohne innerer Oxidation, Überwalzungen und NME unterschieden werden kann. Auch der Vergleich mit den Fehlertypen anderer Grobblechwalzwerke legt eine Fehleransprache mit Brüchigkeit oder Schalenfehler als makroskopischem Befund nahe, welcher nach metallographischer und ggf. spektroskopischer Detailanalyse in Brüchigkeit oder Zunderschale mit oder ohne innere Oxidation, NME oder Überwalzung differenziert werden kann. Hierbei bleibt jedoch zu beachten, dass die Standard mäßig verwendete Analytik nicht dazu geeignet ist, kleinste Einschlüsse von der Größenordnung $O(1 \times 10^{-9}m)$ und Anreicherungen von Elementen wie P nachzuweisen. Es ist daher nicht auszuschließen, dass Bleche mit dem Befund Brüchigkeit mit oder ohne innere Oxidation korrekter Weise NME oder Ausscheidungspartikel als differenzierten Fehlerbefund hätten erhalten sollen. Die dafür notwendigen Tunnelelektronenmikroskopie oder auch Mikrosonden-Mappings stehen jedoch nicht für große Stichproben zur Verfügung. Die Einzelfallbetrachtung mit Mikrosondenmapping an Brüchigkeitsfehlern unterstützen das Argument potentiell kritischer Gehalte mikroskopisch klein seigernder und sich sehr fein ausscheidender Elemente als Fehlerursache, da im Fehlerbereich ebendiese Elemente wie P , Cr , Ca , Si , Mn , O nachgewiesen werden konnten. Der statistische Hinweis auf bestimmte Elementkonzentrationen geraden von grenzflächenaktiven und somit potentiell Korngrenzen schwächenden Elementen wie P und S auch ohne den lichtmikroskopischen und Elektronenstreu-spektroskopischen Befund und Nachweis NME von Relevanz für die Fehlerentstehung sein kann.

Mittels Methoden der automatischen Bildanalyse können Kenngrößen wie Entropie, Schwarz-Weiß-Flächenanteile und Grauwerthistogramme zur automatischen Fehlerklassenzuordnung als Alternative oder Ergänzung zur subjektiven manuellen Fehlercharakterisierung geschaffen werden. Statistische Auswertungen und Clustering-Verfahren erlauben anhand der ermittelten Bildkenngrößen die automatische Nachklassifizierung von metallographischen Schliffbildern und somit die Schaffung eines objektiven Qualitätslabels für weiterführende statistische Auswertungen.

Die statistische Auswertung großer Qualitäts- und Prozessdatenmengen von 6153 Grobblechen (1124 Schmelzen, entspricht ca. 184590t Stahl) und ergänzenden Detailanalysen an Stichproben mit Umfängen von $N = 102$ Datensätzen ermöglichen mit hoher statistischer Sicherheit von 96 – 100% (individueller Fehler bei der Vorhersage der jeweiligen Labelklassen „Blech mit Brüchigkeit“ und „i.O.-Blech“ liegt bei 3 – 5% \Leftrightarrow 95 – 97% für die Labelklassen-differenzierte Vorhersagesicherheit) die Identifikation einiger für das Auftreten von Brüchigkeiten kritischer, phänomenologisch plausibilisierbarer Parameterkombinationen unter den insgesamt 184 Eingangsattributen aus Stahlwerk- und Grobblechwalzprozess. Bestätigt durch die Ergebnisse der explorativen Datenanalyse lassen sich statistische Hinweise aus den Data Mining-Analysen auf Kombinationen von Schlacken-, P-, S-, Ca- und Si-Gehalten bereits während der Behandlung der Schmelze im Konverter und in der VPL-Anlage sowie starke Kokillenkühlung, relativ starke Abweichungen der Soll- von der Ist-Gießtemperatur (Überhitzung), die Gießereignisse Verteiler- und Pfannenwechsel bei gleichzeitiger Absenkung der Gießgeschwindigkeit ohne Rampe (ohne graduelle Absenkung und Wiederanhebung), je nach Stranggießanlage und Brammenabmessung geringe Gießgeschwindigkeiten für überperitektische Stahlsorten ($C > 0.078\%$) und geringe Walzstarttemperaturen $< 1040^\circ\text{C}$, starke Abkühlgradienten (Kühlstopptemperatur $T_{kuehlst} \leq 877^\circ\text{C}$) und geringe Anzahl an Gesamtwalzstichen als statistisch kritisch für ein vermehrtes Aufkommen von Brüchigkeiten am Grobblech identifizieren. Relativ höhere Gehalte an $Ca > 0.001\%$, $P > 0.01\%$, $Cr > 0.0046\%$, $Ni > 0.123\%$, $Al > 0.037\%$ und $N > 0.004\%$, Warmrichttemperaturen und die Kühltemperaturen der aktiven Blechkühlung (*accelerated colling*, Kühlung durch Wasserbeaufschlagung) sind weitere für die Entstehung von Brüchigkeit statistisch kritische Größen.

Die Klassifikation nach Metallographiebefunden ergibt die gleichen Einflussgrößen wie jene nach dem makroskopischen Label, erlaubt jedoch die phänomenologisch sinnvoll erscheinende Differenzierung und Erklärung der Einflussgrößenkombination, die jeweils zu NME, Überwalzungen und Brüchigkeiten mit Zunder im Fehlerbereich und mit oder ohne innerer Oxidation führen. Aus den Entscheidungsbäumen lassen sich Ca-Gehalte, Kalkmengen aus dem Konverter (korreliert mit dieser die Schlackenmenge) und P-Gehalt als potentiell relevante Parameter für die Entstehung von NME, eine große Anzahl Walzstichen beim Vorwalzen für die erhöhte Gefahr von Überwalzungen und eine geringe Walzstarttemperatur, als potentiell kritische Parameterkombinationen für die Entstehung von Brüchigkeiten mit und ohne innerer Oxidation ableiten. Auch die Data Mining-Detailanalyse höheraufgelösten SGA-Daten, u.a. Kokillenkühlparameter und Segmentanstelltdaten der Strangführung, bestätigt die Einflussgrößen und konkretisiert die Hinweise auf die Kokillenkühlung (Rücklauftemperaturen $< 47^\circ\text{C}$ in Kombination mit höheren Fertigwalztemperaturen $> 963^\circ\text{C}$, niedrigen P- und Si-Gehalten sowie eine Umformverteilung auf mehr als 13 Walzstiche) als Einflussgröße

für Oberflächendefekte an Strang und gewalztem Blech. Die theoretischen Modellrechnungen zu Schmelzen-Schlacken-Reaktionen und den Einflüssen von *Si*-Gehalt, Prozesszeiten, -temperaturen, Kalk- und Spülgasmengen auf die Entphosphorisierungsleistung und den Reinheitsgrad plausibilisieren die statistischen Hinweise auf ebendiese Prozessparameter. Eine Quantifizierung der potentiell kritischen Größenordnungen und konkreten Kombinationen von Parametern und Schwellwerten, die zu einem erhöhten Fehleraufkommen führen ist jedoch nur durch die Kombination der Modellrechnungen mit den Ergebnissen der statistischen Analysen möglich. Das Verfahren Data Mining Methoden zur Identifikation mehrdimensionaler nicht-linearer Korrelation in großen Prozessdatenmengen mit physikalisch-prozesstechnischen Modellrechnungen zur Plausibilisierung der statistischen Hinweise zu verbinden scheint gewinnbringend in beiderlei Hinsicht, Verständnisgenerierung und quantitative Bestimmung möglicher optimaler Prozessfenster.

Die Glüh- und Walzversuche im Labor an mit arteigenen Inlays versehenen Brammenstücken zeigen, dass sich der Fehler experimentell simulieren lässt und in der Ausprägung Brüchigkeit mit Zunder und teilweise leichter innerer Oxidation bei derart vorgeschädigten Brammen und typischen Walzbedingungen (Glühen bei 1200°C an Umgebungsatmosphäre und anschließendes Walzen mit 9 Stichen und einem Umformgrad von insgesamt 90%) auftritt. Das makroskopische Fehlerbild unterscheidet sich vom Brüchigkeitsfehler aufgrund der kreisrunden Inlays, welche sich von typischen Rissgeometrien an der Brammenoberfläche unterscheiden. Die lichtmikroskopischen Befunde an Quer- und Längsschliffen sowie die EDX-Analyse der Zunderbeläge und inneren Oxidationsteilchen entsprechen jedoch hinsichtlich Fehlerform, -tiefe, Oxidsaumbreite und chemischer Zusammensetzung der Oxidationspartikel sehr genau dem am Grobblech nachweisbaren Brüchigkeitsbefund. Das Sauerstoffpotential der Ofenatmosphäre bei der Wiedererwärmung und die Glühdauer haben einen direkt proportionalen Einfluss auf die Zunderschichtdicke und Zunderzusammensetzung an der Vormaterialoberfläche. Sie haben jedoch keinen Einfluss auf die Menge und Ausprägung der inneren Oxidation und Rissverzunderung, die im Brüchigkeitsfehler am gewalzten Blech nachgewiesen werden. Die innere Oxidation scheint sich hauptsächlich aus dem Sauerstoffangebot der unmittelbar auf der Material- oder Rissoberfläche befindlichen Zunderanteile oder in Form von Oxidpartikeln vorliegenden O_2 -Mengen zu speisen. Die Anteile Sauerstoffaffiner Elemente, deren Diffusivität (Zeit- und Temperaturabhängig) beeinflussen das Auftreten innerer Oxidation, wobei die O_2 -Mengen unabhängig von Ofenatmosphäre und Glühdauer allein durch die im Bereich der Vorschädigung (in den Versuchen die Inlay-Probekörper-Übergänge) vorliegenden Zundermengen ausreichen. Die Umformung scheint durch das Aufreißen der Vorschädigung die Zutrittskanäle für weiteren Sauerstoff aus der oberflächlichen Zunderschicht zu weiten und so die Zunderbelegung im Bereich der Materialtrennung sowie daraus die für die innere Oxidation notwendigen O_2 -Mengen zu verursachen. Es wurde ein Erklärungsansatz zur qualitativen Beschreibung der inneren Oxidationsvorgänge entwickelt der durch die Laborversuchsergebnisse einerseits und durch die statistisch ermittelten Walztemperatur- und Umformeinflüsse (geringe Walztemperaturen und sehr starke Dickenabnahmen in den ersten Stichen verstärken den Fehler) gestützt wird.

Die Plausibilisierung der statistischen Hinweise auf bestimmte für die Entstehung von Brüchigkeiten potentiell kritischen Zeit-Temperatur-Umform-Szenarien (Stranggießen,

Wiedererwärmung und anschließendes Grobblechwalzen) gelingt nicht durch die Anwendung und den Vergleich der Ergebnisse kinetischer thermodynamischer Ausscheidungssimulationen für ebendiese Temperatur- und Walzregimes. Ein vermehrtes Auftreten potentiell duktilitätsmindernder Mikrolegierungselementausscheidungen konnte auch für die statistisch als kritisch identifizierten eher niedrigen Walzstart- und Fertigwalztemperaturen thermodynamisch nicht bestätigt werden. Der umforminduzierte Ausscheidungsanteil ist im Vergleich zu dem bei der Abkühlung im Kühlbett sich ausscheidenden Anteil der Mikrolegierungselementausscheidungen vernachlässigbar gering. Die statistischen Hinweise auf die genannten relativ eher geringeren Walztemperaturen können somit nur durch die intuitiv erscheinende, hier jedoch nicht quantitativ für die betrachteten Stahlmarken geprüfte Hypothese plausibilisiert werden, dass insbesondere an Vorschädigungen des Vormaterials die Warmduktilität bei geringen Walztemperaturen lokal schlechter ist als bei relativ höheren und damit die Gefahr einer Verschlimmerung der Vorschädigung oder sogar die Entstehung eines Oberflächenfehlers durch lokales Materialversagen besteht.

Die thermodynamischen Gleichgewichtssimulationen von Auftrittstemperaturen und Anteile auftretender Ausscheidungsphasen zeigen für die statistisch als kritisch für die Brüchigkeitsentstehung identifizierten Al - und N -Gehalten Verschiebungen der Ausscheidungstemperaturen hin zu höheren Temperaturen insbesondere bei AlN -Ausscheidungen. Die Menge an NbC -, P -, VC - und Mischphasen steigt ebenfalls bei Variation der chemischen Analyse in Bereiche, welche laut den Ergebnisse aus Kapitel 3.2.3 die statistische Auftrittswahrscheinlichkeit von Brüchigkeiten erhöhen. Die aus den statistischen Analysen abgeleiteten charakteristischen Temperatur-Umformregimes während der Erstarrung, Wiedererwärmung, dem Vor- und Fertigwalzen sowie bei der Abkühlung zeigen bei der kinetischen Ausscheidungssimulation keine Korrelation zwischen dem Auftreten von Ausscheidungen signifikanter Größe in den Temperaturbereichen während des Walzens. Die Mehrzahl der Mikrolegierungselementausscheidungen bildet sich den kinetischen Berechnungen zufolge erst während der Abkühlung im Kühlbett oder Stapel. Eine deutliche Verschiebung der Menge und mittleren Ausscheidungsgröße von potentiell Rissinitiierenden oder Duktilität mindernden TiN -, AlN - und Mischphasen-Ausscheidungen ist eher relevant für die Erstausscheidung und damit für die Temperaturen während des Stranggießens.

Die statistischen Hinweise auf den Reinheitsgrad der Schmelze betreffende Prozesseinflüsse wie die Blaszeit, Schlacken- bzw. Kalk- und Spülgasmengen im Konverter sowie Ca - und Si -Gehalte in der Schmelze lassen sich theoretisch anhand beispielhafter Rechnungen und Grenzwertbetrachtungen zur Spülleistung bei Randbedingungen oberhalb und unterhalb der als statistisch identifizierten Schwellwerte plausibilisieren. Für Brüchigkeitsfehler potentiell kritische Prozessparameter aus dem Sekundärmetallurgischen Bereich lassen sich mit potentiell schlechterer Spülleistung belegen; entsprechende Literaturmodelle konnten aufgrund der konkreten quantitativen statistischen Analyseergebnisse verglichen und deren meist qualitative Belege für Materialfehlereinflüsse im Zusammenhang mit Reinheitsgrad beeinflussenden Größen für die hier untersuchten Stahlsorten und Prozesse konkretisiert werden.

Die anfänglich aufgestellten Hypothesen, dass eine Kombination von Einflussgrößen aus den Stahlwerks- und Walzprozessen für das Auftreten von Brüchigkeiten an Grobblechen der hier betrachteten Stahlmarken verantwortlich ist und diese mit Advanced

Analytics und Data Mining Methoden identifiziert werden können, konnten einerseits statistisch an einer Stichprobe von $N = 6135$ Grobblech- und Schmelzendatensätzen belegt werden. Andererseits können die statistisch identifizierten Prozessparameterkombinationen phänomenologisch plausibilisiert werden durch thermodynamische Simulationen von Ausscheidungsphasenanteilen und -bildungstemperaturen, von Duktilitätsminima und Temperaturverläufen während des Stranggießens. Chemisch durch die Erstellung von Ellinghamdiagrammen und walztechnisch anhand von Vergleichen berechneter Ausscheidungs- und gemessener Walztemperaturen bei bestimmten Umformgradverteilungen mit den als kritisch identifizierten Vor- und Fertigwalztemperaturen lassen sich ebenfalls physikalische Erklärungen für das Auftreten der Brüchigkeitsfehler allgemein und insbesondere auch der differenzierteren Fehler aufgeteilt nach mikroskopischen Befunden (NME, Zunderschale mit und ohne innere Oxidation sowie Überwalzung) bei den im Rahmen des Data Minings als potentiell kritisch identifizierten Schlackenmengen, Gießbedingungen (Schmelzen- und Kühlwasstemperaturen), Elementkonzentrationen von u.a. Ca , Al , N , Si , P und S , den Walzregimen mit ihren spezifischen Walzstarttemperaturen, Stichanzahlen und Umformgradverteilung je Walzstich sowie den Abkühlbedingungen. Schließlich lassen die erfolgreich angewendeten Bildverarbeitungsmethoden sowie automatischen Bilddatenanalyseverfahren eine Bestätigung der Hypothese zu, dass anhand lichtmikroskopischer Befunde eine automatische datengestützte Differenzierung der makroskopischen Fehlercharakterisierung „Brüchigkeit ja/nein“ möglich ist und anhand der somit geschaffenen Qualitätsdatenbasis eine statistische Auswertung hinsichtlich potentieller Fehlereinflussgrößen aus den Herstellungsprozessen erfolgreich durchführbar ist. Die Mehrzahl der in den Hypothesen dieser Arbeit gefassten Vermutungen könne somit bestätigt werden, wenngleich ein absolut geschlossenes physikalisches Modell zur eindeutigen Fehlerursachenbeschreibung nicht Ergebnis dieser Arbeit ist, sondern sich zu einem insgesamt plausiblen, schlüssigen Gesamtbild zusammensetzbare Teilmodelle und Teilprozesseinflüsse beschreibende Modelle sowie umfangreiche statistische Klassifikationsmodelle und Auswertungen, die eine Fokussierung auf die relevanten Stahlwerks- und Walzprozess-Einflussgrößen ermöglichen und die Ableitung von konkreten, für die identifizierten Einflussfaktorkombinationen quantitativ eingrenzbaeren betrieblichen Maßnahmen zulassen.

6 Ausblick

Durch die Automatisierung der Bildverarbeitung von metallographischen Schliffbildern an Brüchigkeitsfehlerproben: Berechnung von Entropien, Schwarz-Weiß-Flächenanteilen, Grauwert-Verteilungen und charakteristischer Kennwerte dieser Grauwerthistogramme, könnte eine kontinuierliche Auswertung von anfallenden Fehlerproben realisiert werden. Auf diese Weise könnte eine größere Datenbasis zur Korrelation mit Prozessdaten und Fehlertypenklassifikation für zukünftige Arbeiten geschaffen werden. Parallel zur Datensammlung für weitere Analysen und Verbesserungen der hier erstellten Klassifikatoren, könnte die Post-Klassifikation der Metallographiebilder ebenfalls im Anschluss an die Berechnung der Bildkennwerte der Schliffbilder automatisiert werden und z.B. in einer Auswerteroutine bei Erstellung und Speicherung neuer

Brüchigkeitsfehlerbilder automatisch ablaufen und die Befunde dann in den Berichten zu Fehlerbefund und-Ausprägung für die Produktion oder Qualitätsstelle ergänzt werden. Im Laufe der Zeit würde so eine Datenbasis mit objektiverem Qualitätslabel, als es die manuellen Befunde durch Bildbetrachtung es zulassen, entstehen. Bei Wiederholung einer auf ebendiesen Daten basierenden neuerlichen statistischen Analyse könnte sich somit das Ergebnis hinsichtlich der Qualitätslabel-bedingten Unschärfe ebenfalls verbessern und die statistisch generierten Erkenntnisse entsprechend besser zur Fehlertypen-spezifischen Analyse der Prozesseinflüsse nutzen lassen; Identifikation von Ursachen oder Abstellmaßnahmen zur Vermeidung speziell von Brüchigkeiten mit NME bzw. mit Zunder mit oder ohne innerer Oxidation.

Die Entwicklung geeigneter Methoden zur Brammensinspektion und somit zur Charakterisierung möglicher Vorschädigungen der Brammen könnte zudem eine zusätzliche Qualitätsdate zur Korrelation mit Blechoberflächenbefunden einerseits und hochaufgelösten (zeitlich oder örtlich) Daten über Gießlänge aus dem Stranggießprozess verwendet werden. Eine analoge Erfassung positionsgenauer Qualitätsbefunde (Verteilung und Schweregrad) auf den Grobblechen und ein Nachhalten der genauen Anzahl von Drehungen und Wendungen der Halbzeuge und Bleche (zur eindeutigen Zuordnung der Strangoberseite zur finalen Blechoberseite), würde eine örtlich höher aufgelöste Gegenüberstellung von Brüchigkeiten und Brammenoberflächencharakterisierungsdaten sowie Stranggießparametern und z.B. Temperaturverläufen über Blechlänge während des Walzens ermöglichen.

Die Einbindung der hier erstellten Klassifikationsmodelle zur automatischen Generierung von Warnhinweisen und Einbindung dieser Klassifikationsregeln in den Verplanungs- und Qualitätsleitsystemen der SZFG und ILG könnte zu einer Reihe von Maßnahmen genutzt werden, u.a. die genauere Inspektion oder Adjustage potentiell gefährdeter Schmelzen oder Brammen bzw. Bleche oder die Sperrung und Neu-Verplanung von bestimmten Chargen oder Stückidenten für kritische Aufträge. Eine vernetzte Logik zur Abstimmung der Prozessierung zwischen den Stahlwerks und Grobblechwalzprozessen würde eine zielgerichtete Reaktion auf potentiell kritische Prozesskonditionen ermöglichen. Wenn bestimmte Prozessparameterkombinationen während der sekundärmetallurgischen Behandlung und dem Gießen auftreten, schlägt eine rechnergestützte Logik bestimmte Prozessanpassungen für den anschließenden Walzprozess vor oder markiert die entsprechenden Brammen und Riegel entsprechend, so dass sie ggf. nicht nach Standardfahrweise oder für potentiell kritische Aufträge verplant werden. So könnte während des Grobblechwalzens speziell auf die Einhaltung von $T_{Walzstart}$ geachtet und ggf. entsprechende Stichplananpassung vorgenommen werden.

Inhalt detaillierterer Untersuchungen in Folgeprojekten könnte außerdem die tiefer gehende Betrachtung der Einflüsse von Schmelzen-Reinheitsgrad und Begleitelementkonzentrationen auf Oberflächenschädigungen am finalen Produkt. Dazu ist die Ertüchtigung oder Entwicklung geeigneter Analyseverfahren zum Nachweis von Elementen wie P , und S sowie Mikroausscheidungen und -einschlüssen an Korn- und Phasengrenzen notwendig. Wenn ein analytischer Nachweis entsprechender lokal duktilitätsmindernder Grenzflächenbeläge möglich wäre, könnten selbige auch in Schädigungsmodellen zur Simulation potentieller Effekte beim Anlegen zusätzlicher Spannungen während der Strangbiegung oder Umformung beim Walzen berücksichtigt und entsprechende

numerische Näherungen durchgeführt werden.

Eine prozessnahe Umsetzung der hier erarbeiteten Hinweise zu Einflussgrößen und kritischen Schwellwerten selbiger in Form von beispielsweise Checklisten und Verplanungsregeln könnte die konkrete nächste Maßnahme zur Qualitätsverbesserung und Fehlervorbeugung in den Produktionsbetrieben der SZFG und ILG sein. Sobald eine Verkettung der Materialverfolgungs-, Planungs- und Produktionsdatensysteme der SZFG und ILG dies technisch zulässt wäre dann eine Implementierung der Klassifikationsregeln in ebendiesen Steuerungs- und Regelungssystemen denkbar.

7 Anhang

Im Anhang dieser Arbeit sind Zusatzinformationen aus einigen Abschnitten zusammengetragen, die zur Vertiefung dienen sollen und für eine bessere Übersichtlichkeit und Lesbarkeit in den Anhang verlegt wurden, anstatt sie in den jeweiligen Textpassagen zu belassen. Dies betrifft einige theoretische Grundlagen zu Modellansätzen für die numerische Näherung von Spannungsthermen und Lösungsansätze und Randbedingungen für die Lösung von Wärmeleitungsgleichungen. Außerdem sind einige konkrete Beispiele für die verwendeten Data Mining-Verfahren gegeben. Zusätzliche Abbildungen und eine tabellarische Übersicht aller analysierter Prozess- und Qualitätsdaten werden ebenfalls im Anhangskapitel dargestellt.

7.1 Modellansätze, Vertiefung aus Kap. 2.4

Im Folgenden sind einige ausgewählte Modellierungs- bzw. Berechnungsansätze zur Beschreibung von qualitätskritischen Randbedingungen und Fahrweisen entlang der Stahlwerksprozesskette beschrieben. Die Auswahl hat keinen Anspruch auf Vollständigkeit, umfasst aber vielmehr diejenigen Literaturquellen, die im Rahmen dieser Arbeit zurate gezogen wurden und entweder für die untersuchten Stahlmarken oder die betrachtete Prozesskette: Blasstahlwerk, Stranggießen und anschließendes Grobblechwalzen, geeignet schienen.

Zum Themenkomplex Stranggusssimulation sind nachstehend die Untersuchungen von [LT04], [HCRMG11], [LRR03], [Deg85], [TKYC02], [Ber00], [ea95], [OS82] etwas formaler aufgeschlüsselt. Dabei wird insbesondere auf Näherungen von Spannungsthermen und potentiell kritischen Rissbildungskriterien eingegangen. Lösungsansätze zur Lösung der Wärmeleitungsgleichung für ein vereinfachtes Grenzsistem Kokille-Strangschale wird ebenfalls aufgeführt.

The Influence of Thermal Stresses and bending Stresses on Surface Defects Formation in Continuous Casting Strands Das Risskriterium nach [HCRMG11] lautet:

$$C_{EP} = \int \dot{\epsilon} \sigma dt, \quad \text{mit } \sigma_m > 0$$

$\dot{\epsilon}$ = effektive Dehnrate
 σ = effektive Spannung

Das Rice and Tracey-Kriterium von [RT69] nach [HCRMG11] ist definiert als:

$$C_{RT} = \epsilon \left(-\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma} \right)$$

Das nach [HCRMG11] modifizierte Rice-Tracey-Kriterium lautet:

$$C_{RM} = \sum \Delta \epsilon \exp \left(-\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma} \right)$$

Das Latham-Kriterium von [CL68] nach [HCRMG11]:

$$C_{latham} = \int \sigma_{max} \dot{\epsilon} dt$$

Die dargestellten Risskriterien beschreiben alle ein integrales Spannungs-Dehnungsprodukt, welches bei Überschreitung eines charakteristischen Schwellwert die Wahrscheinlichkeit für die Entstehung von Rissen beschreiben. Die Spannungs- und Dehnungstensoreinträge zur Beschreibung der Spannungs-Dehnungsrelationen infolge der Spannungen beim Strangbiegen und verursacht durch inhomogene Temperaturfelder, sind nach [HCRMG11] definiert als:

$$\begin{aligned} \Delta \epsilon_{ij} &= \Delta \tau d_{ij} + \Delta \epsilon_{ij}^c \\ \text{mit } \Delta \tau &= \text{Zeitintervall zw. Temp.messungen entlang Kokille} \\ d_{ij} &= 1/2 \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) = \text{Dehnrate} \\ \epsilon_{ij}^{\tau+\Delta\tau} &= \Delta \epsilon + R_{ik} \epsilon_{kl}^{\tau} R_{lj} \\ R_{ij} &= \delta_{ij} + \sin(\tau \omega_{ij}) \end{aligned}$$

und analog für den Spannungstensor:

$$\sigma_{ij}^{\tau+\Delta\tau} = \Delta \epsilon_{ij} + R_{ik} \sigma_{kl}^{\tau} R_{lj}$$

Um dem Einfluss der Oberflächenspannung an Ausscheidungen metallischer und nicht-metallischer Begleitelemente bzw. mit diesen Elementen angereicherter Bereichen zu beschreiben, lassen sich nach [OS82] folgende Spannungsterme formulieren und deren weitestgehende Richtigkeit in Versuchen belegen. Das Oberflächenpotential einer Grenzfläche mit der Fläche A ist nach [OS82] definiert durch:

$$\begin{aligned} G^s &= H^s - TS^s - \gamma^s A \\ \text{mit } G^s &= \text{Oberflächenpotential,} & H^s &= \text{Enthalpie} \\ S^s &= \text{Entropie,} & \gamma^s &= \text{Oberflächenspannung} \end{aligned}$$

Die Fläche der Grenzfläche kann in erster Näherung nach [OS82] dargestellt werden als Verhältnis des molaren Volumens V_{mol} und der in Kontaktstehenden Atomlagendicken τ : $A = V/\tau$. Einige Literaturwerte für die Grenzflächenenergien binärer Legierungssysteme sind ebenfalls in [OS82] gegeben. $Fe - Cu$

Mathematisches Modell zur Beschreibung der Wärmeübergänge im System Strang-Kokille, Strang-Sekundärkühlung Die Wärmeleitung im Strang am Ort $z = v_{giess} \cdot t$ entlang des Strangs wird in [EB11] definiert durch die Wärmeleitungsgleichung:

$$\begin{aligned} \rho_s \frac{\partial H_s}{\partial t} + f_l \rho_l \frac{\partial}{\partial t} (f_s \rho_s) &= \nabla(\lambda \nabla T) - \rho_l U(\nabla H_s + \nabla L) \\ \text{mit } \rho_{s,l} &= \text{Schmelzen- und Strangdichte} \\ \lambda &= \text{Wärmeleitfähigkeit} \end{aligned}$$

Unter der Annahme von Symmetriebedingungen wird diese Differentialgleichung diskret für 2-dimensionale Scheiben entlang des Strangs gelöst [EB11]. Die Startbedingungen und zusätzlichen Annahmen über Temperaturgradienten und abgeführte Wärme werden in [EB11] wie folgt definiert:

- Die anfängliche Oberflächentemperatur des Strangs entspricht der Gießtemperatur:

$$T_{varphi} = T_{giess}$$

- Der Wärmefluss Q_{varphi} über die Strangoberfläche entspricht:

$$Q_{varphi} = h(t)(T_{varphi} - T_{H_2O})$$

- An der Strangoberfläche sei das Wärmeflussgleichgewicht gegeben durch:

$$\lambda \left(\frac{\partial}{\partial} T \right) = h(t)(T_{varphi} - T_{H_2O})$$

- Die Wärmeleitungsgleichung für die Strangführungsrolle stellen die Autoren [EB11] wie folgt auf:

$$\begin{aligned} \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \lambda_r \frac{\partial T}{\partial r}) &= \rho_r C_{pr} \frac{\partial T}{\partial t^*} \\ \text{mit } \theta &= \omega t \text{ zurückgelegtes Bogenmaß} \\ t^* &= \text{Zeit eines Einheitsvolumenelements der Rolle für } \theta \end{aligned}$$

Hierbei werden folgende Annahmen getroffen die neben [EB11] auch [Sum84], [CSKH93] nach [EB11] in ihren Simulationsrechnungen erfolgreich verwendet hätten:

- Die Wärme, welche der Strang durch Kontakt mit der Führungsrollen abgibt, geht komplett auf die Rolle über, wobei sich die Temperatur der Rollenoberfläche nur in einer äußeren Schicht der Dicke δ_{Rolle} ändere (Wärmebad für Rest der Rolle angenommen).
- Wärmefluss in axialer Richtung innerhalb der Führungsrollen, quer zur Gießrichtung, wird vernachlässigt.

- Wärmeleitung in Drehrichtung der Führungsrollen sei vernachlässigbar im Vergleich zur Wärmeleitung im Bulk aufgrund der relativ hohen *Peclet*-Zahl von ca. 41000 [Sum84] nach [EB11].
- Symmetrie bzw. Gleichheit der thermischen Zustände der über die Strangbreite verteilten Führungsrollen.

Das von [EB11] angegebene Erstarrungsmodell gliedert sich in die Terme zur Berechnung der δ -Ferrit-Anteil oberhalb der peritektischen Erstarrung:

$$A_\delta = \frac{1}{1 - K_c} \left(\frac{K_c}{\frac{(T_l - T)(1 - K_c)}{(T_l - T_s)} + K_c} \right)$$

$$K_c = \text{k-value}$$

und während der mehrphasigen, peritektischen Erstarrung:

$$f_s^\gamma = \int \frac{D_c^\gamma}{A f_s^\gamma} \left[\frac{\chi_c^{\gamma/l} - \chi_c^{\gamma/\delta}}{V_m^\gamma} \right] \cdot \left[\frac{V_m^\delta}{\chi_c^{\delta/\gamma} - \chi_c^\gamma} + \frac{V_m^l}{\chi_c^l - \chi_c^{\gamma/l}} \right] dx$$

Diese Gleichungen werden für verschiedene Beschichtungsdicken keramischer Führungsrollenbeschichtungen gelöst und der thermische Widerstand R_{shell} der Strangschale bei als bekannt angenommenen thermischen Leitfähigkeiten der Führungsrollenbeschichtungen berechnet.

$$R_{shell} = \sum_{k=1}^N f_s^k \int \frac{x^2 \frac{1}{m_k - 1}}{(A_k(T))^{1/m_k}} dx$$

mit m_k = Erstarrungsexponent für die k-te Phase

A_k = Anteil der k-ten Phase am Gussgefüge

Dieser geht wieder in die Gleichungen für die Wärmeabfuhr der Strangoberfläche ein und kann zur Berechnung von Oberflächentemperaturverläufen verwendet werden [EB11].

Neben [Tho06] werden auch in [LRR03] folgende Terme mit einem Beitrag zur Gesamtwärmeabfuhr in Primär- und Sekundärkühlung beim Stranggießen benannt:

- Primärkühlung, System Kokille: In [LRR03] wird einerseits die integrale Wärmeabfuhr in der Kokille betrachtet. Unter der Annahme, dass die Temperaturerhöhung des Kokillenkühlwassers in erster Näherung ein gutes Maß für die integral über die Kokillenkühlwände abgeführte Wärmemenge ist, wird diese zur Berechnung der integralen Wärmestromdichte verwendet. Zusätzlich werden lokale Näherungen der Wärmestromdichten für die Positionen durchgeführt, an denen Thermoelemente angebracht sind und über deren Messdaten die Wärmestromdichte-Modelle gefittet werden können. Für die Grenzflächensysteme Strangschale-Gießpulver, Gießpulver-Kokillenkühlwand und Kokillenkühlwand-Kühlwasser werden in [LRR03] keine Einzelberechnungen gemacht. Die Randbedingungen hinsichtlich Einfluss der Gießgeschwindigkeit, Oszillationsmodus der Kokille und Gießpulverschichtdicke werden in [LRR03] qualitativ diskutiert. In

[DW83] nach [LRR03] wird ein Anstieg der mittleren Wärmestromdichte mit steigender Gießgeschwindigkeit beschrieben und mit einer größeren Wärmeabfuhr infolge einer bei höheren Gießgeschwindigkeiten dünneren Strangschale begründet. In [Deg85] nach [LRR03] wird eine mit steigender Gießpulverfilmdicke sinkende Wärmeabfuhr beschrieben, was aufgrund des mit steigender Schichtdicke zunehmenden Wärmewiderstands intuitiv ist, quantitativ aber nicht belegt wird.

- Sekundärkühlung System Strangführung, Sprühwasserkühlung: Die zur Berechnung der Wärmeabfuhr im Bereich der Sekundärkühlung als relevant bezeichneten Parameter sind [LRR03]: die Wasserbeaufschlagungsdichte, die Oberflächentemperatur des Strangs beim Verlassen der Kokille sowie die Kühllart (Wasser, Druckluft oder air-mist). Vernachlässigbar seien dagegen Strahlungsanteil, Konvektion durch Dampf/Luft-Strömungen [LRR03]. Der Einfluss des Führungsrollenkontakts wird quantitativ nicht in [LRR03] beschrieben. Die Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlung wird dort in Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten α berechnet:

$$\alpha = (m_s)^{0.7} \cdot (1 + P_{dse}^{0.7}) \cdot 1000 \cdot A_{Anlage} + \epsilon \cdot \sigma_{sb} \cdot T_{oberfl}^3$$

mit m_s = Wasserbeauschlagungsdichte
 P_{dse} = Pressluftdruck
 A_{Anlage} = Anlagenfaktor
 ϵ = Dehnung
 σ_{sb} = Stefan-Boltzmann-Konstante
 T_{oberfl} = Oberflächentemperatur

Als Lösungsmethode zur Berechnung der Strangoberflächentemperaturen schlagen die Autoren [LRR03] Finite Elemente Methoden vor (Calcosoft). Der Einfluss der Wärmeabfuhr und des damit verbundenen Strangschalenwachstum auf die spätere Qualität von Strang bzw. Bramme in Bezug auf sowohl Oberflächen- als auch Innenfehler wird ebenfalls in [LRR03] benannt.

Eine Finite Elemente Simulation der air-gap-Entstehung, Spannungs-Dehnungszuständen infolge der Strangbiegung und *hot tearing criteria* während des Stranggießens unter Berücksichtigung thermodynamischer konstitutiver Gleichungen und Prozessrandbedingungen (ArcelorMittal) wird in [FCJB09] dargestellt. In [FCJB09] wurde das THERCAST-Paket für FEM-Simulationen verwendet: Die Schmelze wird als Newton'sche Flüssigkeit und die Energiezustände durch einen nach [FCJB09] sogenannte Arbitrary Lagrangian Eulerian Formalismus beschrieben, im erstarrten Zustand wird der Strang zunächst als elastisch-viscoplastisch angenommen und die mechanisch-energetische Beschreibung erfolgt über einen Lagrange'schen Formalismus.

Die konstituierenden Gleichungen für die Fließspannung σ bei Dehnraten (strain rates) $[10^{-6} - 10^{-3}]s$ und in Temperaturbereichen $T \in [950^\circ C - 1400^\circ C]$ lauten nach

[FCJB09]:

$$\begin{aligned}\sigma &= K_s(T) \epsilon^{n(T)} \dot{\epsilon}^{m(T)} \\ \text{mit } K_s &= \text{Fit-Parameter, } \epsilon, \dot{\epsilon} = \text{strain, strain rate} \\ n(T), m(T) &= \text{strain hardening coefficient, strain rate sensitivity coeff.}\end{aligned}$$

Die Spannungsgleichung wird unterschiedlichen Annahmen unterworfen über das Verhalten der Schmelze bzw. des teilerstarrten Strangs in den Temperaturbereichen oberhalb der Liquidustemperatur und zwischen Liquidus- und Solidustemperatur. oberhalb T_{liqu} schlagen die Autoren [FCJB09] vor, die Schmelze als Newton'sche Flüssigkeit anzunehmen (Navier-Stokes-Gleichungen gelten, nichtelastische Reaktion auf externe Spannungen, Spannungsänderungen proportional zu Fließverhalten/ Deformation), woraus für die konstitutive Gleichung zur Beschreibung der Spannungszustände der Schmelze die Vereinfachung folgt:

$$\sigma = K_s(T) \dot{\epsilon} \quad K_s, \dot{\epsilon} \text{ wie oben}$$

Zwischen Liquidus- und Solidustemperatur wird ein Faltungsansatz in der Spannungsgleichung angewendet zur Erfassung des Kohärenzbereichs der Koexistenz flüssiger (sich newton'sch verhaltender) und bereits erstarrter Stranganteile. Ab einer kritischen Unterkühlung T_c unterhalb der Liquidustemperatur beginnt die Erstarrung und es bedarf eines Terms zur Beschreibung des erstarrten Anteils (fraction solid f_s bzw. f_s), welcher mit dem Term zur Beschreibung des Restschmelzenanteils multipliziert wird.

$$\begin{aligned}\sigma &= \left(K_s(T_{solid}) \epsilon^{n(T)} \dot{\epsilon}^{m(T)} \right)^{\frac{f_s - f_c}{1 - f_c}} \left(K_s(T_c) \dot{\epsilon} \right)^{\frac{1 - f_s}{1 - f_c}} \\ \text{mit } f_c &= \text{fraction solid bei } T_c \\ f_s &= \text{fraction solid bei simulierter Temp. } T\end{aligned}$$

Die in [FCJB09] gewählten Randbedingungen hinsichtlich Wärmeabfuhr und Wärmeleitfähigkeit sind die folgenden:

- Wärmefluss (heat flux) q

$$\begin{aligned}q &= \frac{1}{R_{eq}} (T - T_{mold}) \\ R_{eq} &= \frac{1}{(1/R_{cond} + 1/R_{rad})} + R_{flux} \\ \text{für } e_{air} &> 0 \\ q &= -k \frac{\partial T}{\partial n} \\ R_{eq} &= R_{flux} \text{ für } e_{air} = 0\end{aligned}$$

- Wärmewiderstand R an den Grenzflächensystemen Strang-Luft, Strang-

Gießpulver und für den Strahlungsanteil

$$\begin{aligned}
 R_{flux} &= \frac{e_{flux}}{\lambda_{flux}}, & R_{cond} &= \frac{e_{air}}{\lambda_{air}} \\
 R_{rad} &= (\sigma \epsilon_{eq} (T^2 + T_{mold}^2) (T + T_{mold}))^{-1} \\
 \text{mit } \epsilon_{eq} &= \frac{1}{1/\epsilon + 1/\epsilon_{mold} - 1} \\
 \sigma &= \text{Stefan-Boltzman-Konstante} \\
 e_{air,flux} &= \text{Schichtdicke Luft u. Gießpulver} \\
 \lambda_{air,flux} &= \text{Wärmeleitfähigkeiten}
 \end{aligned}$$

- Wärmestrom zwischen Kokille und Kühlwasser q_{H_2O} : Hierbei wird angenommen, dass der Wärmeabtransport durch Konvektion stattfindet und beschrieben werden kann durch:

$$q_{H_2O} = \lambda_{H_2O} (T_{mold} - T_{H_2O})$$

- Die Wärmeabfuhr in der Sekundärkühlung durch Kühlwasser und Führungsrollenkontakt ist laut [FCJB09] durch nicht spezifizierte Literaturmodelle („spray diagrams“ und „heat transfer models and coefficients from literature“) beschrieben.

7.2 Anwendungsbeispiele Data Mining-Verfahren

Die drei maßgeblich hier verwendeten Klassifikationsverfahren: Entscheidungsbäume, Support Vector Maschinen und neuronale Netze, werden jeweils anhand eines konkreten Anwendungsbeispiels vorgestellt und Ihre prinzipielle Funktionsweise etwas konkreter erläutert als im Grundlagenkapitel Kap. 2.4.

Dazu wird ein vereinfachter Eingangsdatensatz verwendet, bestehend aus einem Identifikator, ein paar wenigen Stahlwerksdaten (Gießgeschwindigkeit, Gießtemperatur, Überhitzung, Kohlenstoff- und Mangangehalt), sowie der Anlagenbezeichnung und dem Namen der Stahlsorte. Mit diesem Datensatz wird nun versucht die Bezeichnung der Stahlmarke vorherzusagen, bzw. diejenige Kombinationen aus Eingangsdatenbereichen, die mit der Stahlmarke korrelieren zu identifizieren. Das Histogramm der Label-Date *Stahlgüte* ist in Abbildung 92 dargestellt. Mit der gleichen Farbkodierung, welche die Klassenzugehörigkeit des jeweiligen Datensatzes repräsentiert sind die Häufigkeitsverteilungen der übrigen Eingangsparameter des Beispieldatensatzes in Abbildung 93 aufgezeigt.

Eine eindeutige Trennung der Stahlgüten anhand eines der Eingangsattribute ist nicht möglich. Daher werden die drei folgenden Klassifikationsverfahren angewendet, um ein exemplarisches Modell zur Stahlgüten-Vorhersage zu erstellen. Dabei wird folgendes Ablaufschema verwendet, in welchem die Konfigurationen der drei angewendeten Verfahren vor jedem Modelltraining jeweils vorgenommen wird.

Entscheidungsbaum Da die angewendeten Entscheidungsbaumverfahren sowohl numerische, als auch nominale Attribute verarbeiten können, muss der Datensatz

ID BLECH	Überhitzung [K]	Gießtemperatur [°C]	SGA-Nr	Giessgeschw [mm/min]	Guete	C-Gehalt [%]	Mn-Gehalt [%]
1295171	6	1538	SGA4	576		0.167	1.467
1287151	-2	1536	SGA4	590		0.0955	1.5855
8988451	-3	1532	SGA4	576		0.106	1.688
8988452	-3	1532	SGA4	576		0.106	1.688
1003002	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
1083743	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
1155971	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
1192941	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
1207542	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
8970662	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
8970672	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
8970681	3	1535	SGA4	565		0.1715	0.5335
1282101	-8	1525	SGA4	588		0.16	1.2165
1282102	-8	1525	SGA4	588		0.16	1.2165
1282113	-8	1525	SGA4	588		0.16	1.2165
1282114	-8	1525	SGA4	588		0.16	1.2165
1402011	-8	1525	SGA4	588		0.16	1.2165
1156221	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312
1156222	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312
1156223	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312
1156224	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312
1156225	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312
1156231	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312
1156232	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312
1156233	1	1528	SGA4	496		0.155	1.312

Abbildung 91: Teilausschnitt des Beispieldatensatzes zur Erklärung der Vorgehensweise und Einstellungen bei der Durchführung der Data Mining Analyse mit den hier verwendeten Verfahren.

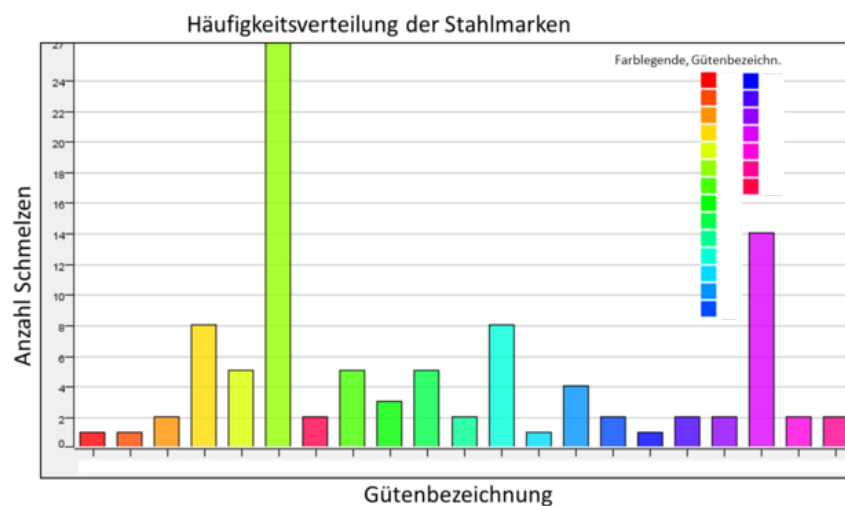


Abbildung 92: Verteilung der 21 Stahlsorten im Beispieldatensatz, Stichprobenumfang sind $N = 100$ Datensätze.

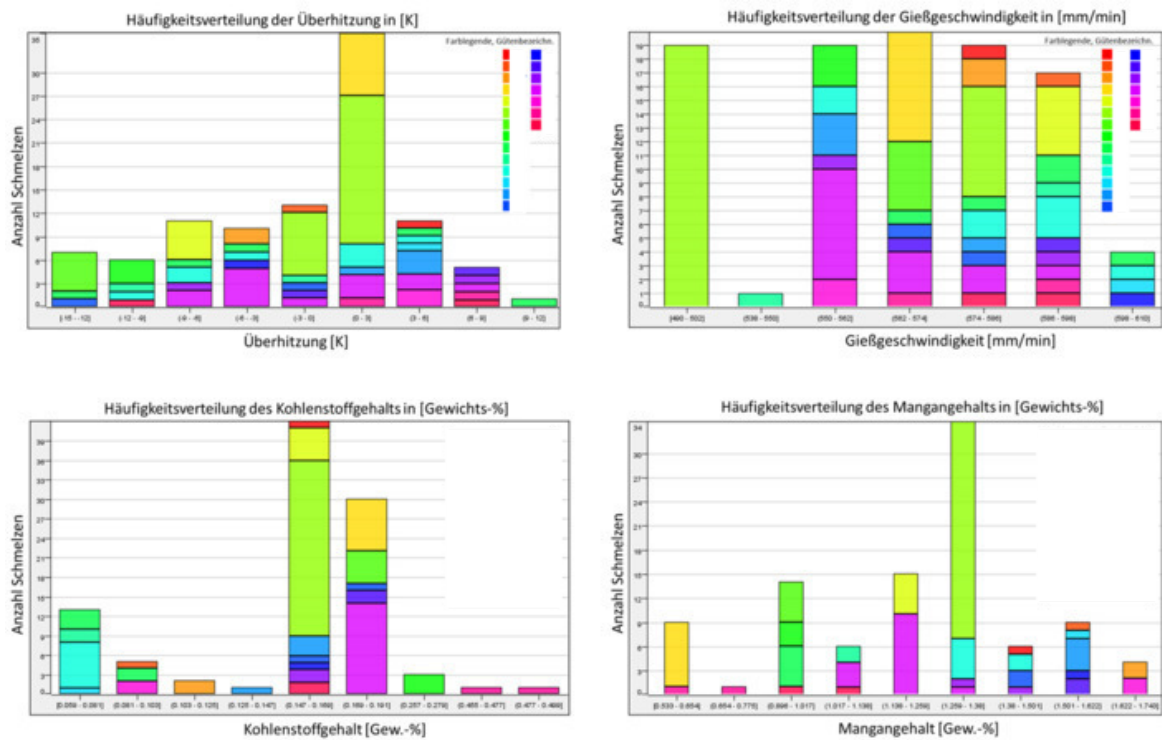


Abbildung 93: Teilausschnitt des Beispieldatensatzes zur Erklärung der Vorgehensweise und Einstellungen bei der Durchführung der Data Mining Analyse mit den hier verwendeten Verfahren.

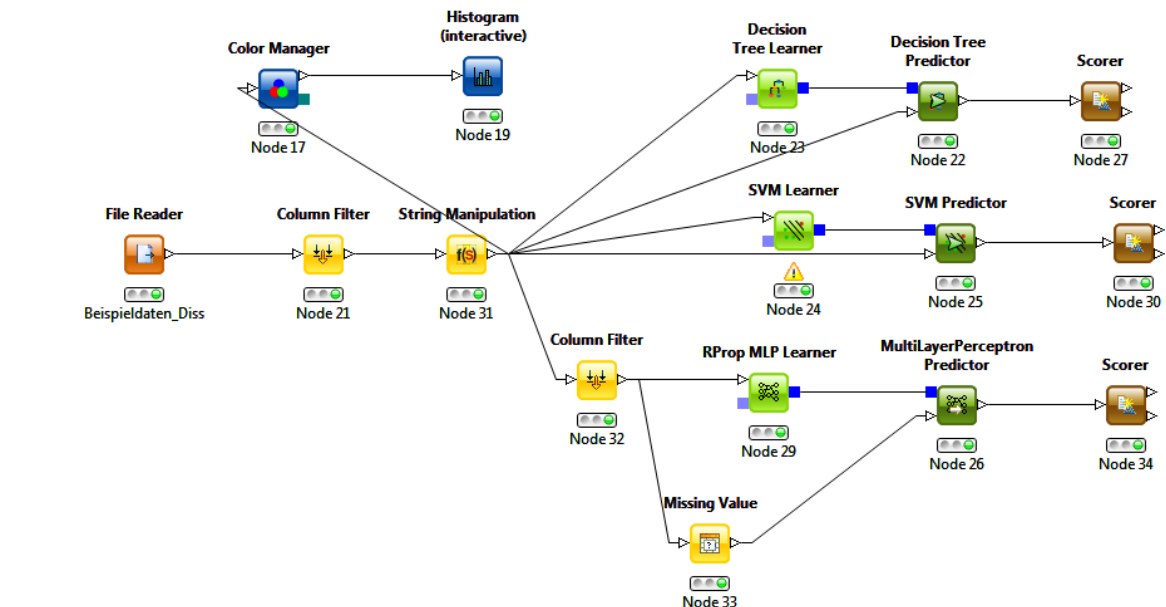
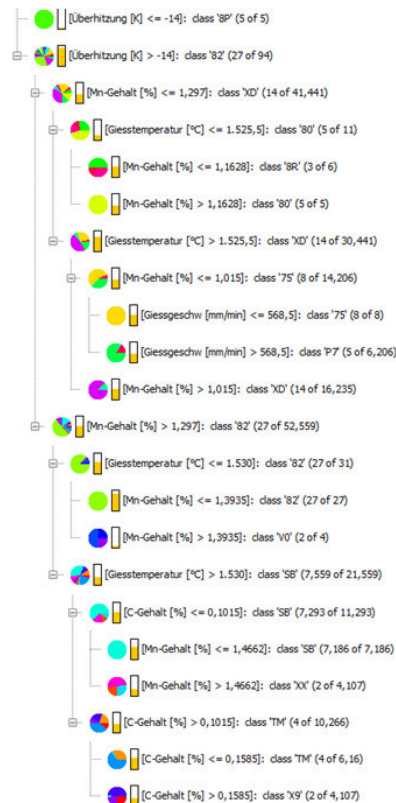


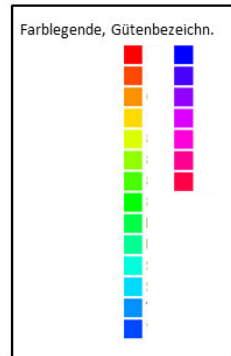
Abbildung 94: Ablaufschema der beispielhaften Datenanalyse. Sowohl die oben gezeigten Histogramme, als auch die Klassifikationsmodelle wurden auf diese Weise erstellt.

vor Beginn der Analyse nicht gefiltert oder die nominalen Attribute konvertiert werden. Als Optimierungskriterium wird der sogenannte *gain ration* eingestellt, im ersten Schritt auf ein *pruning* verzichtet und eine maximale Verzweigungstiefe von zehn Unter-Verästelungen eingestellt, bei einer Mindestanzahl von zwei Datensätzen, die in einem Blatt des Entscheidungsbaums gefasst werden müssen. Das Ergebnis ist in Abb. 95 zusammengefasst. Ohne zu sehr mit einer Interpretation in diese fiktive Analyse einzusteigen, wäre die statistische Aussage daraus nun, dass .

Entscheidungsbaum



Datenbasis:
N = 100 Datensätze
Label: Stahlgüte
(21 untersch. Güten)



Confusion-Matrix

Güte \ Pr...	7S	80	82	8P	8R	P7	SB	TM	V0	X9	XD	XX	S7	SY	6W	P9	SC	X5	XA	ZY	8K
7S	8	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
80	0	5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
82	0	0	27	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
8P	0	0	0	5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
8R	0	0	0	0	3	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
P7	0	0	0	0	0	5	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
SB	0	0	1	0	0	0	7	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
TM	0	0	0	0	0	0	0	4	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
V0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
X9	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
XD	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	14	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
XX	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0
S7	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
SY	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0
6W	0	0	0	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
P9	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
SC	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0
X5	0	0	0	0	0	0	0	0	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
XA	0	0	0	0	0	0	0	0	1	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
ZY	0	0	0	0	2	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
8K	0	0	0	0	1	1	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
Correct classified: 84																					
Accuracy: 84,848 %																					
Wrong classified: 15																					
Error: 15,152 %																					

Abbildung 95: Zusammenfassung des Entscheidungsbaums zur Stahlgüten-Klassifikation, mit Fehlermatrix und Legende der Farbkodierung sowie Beschreibung der Datenbasis.

Support Vector Machine Stützvektor-Algorithmen können keine nominalen Eingangsattribute verarbeiten. Diese müssen daher vor Beginn der Analyse aus dem Datensatz herausgefiltert oder in ein numerisches Äquivalent konvertiert werden. Da allein die Skalierung und Metrierung von nominalen Attributen wie z.B. einer Anlagenbezeichnung und deren Merkmalsausprägungen oder Parametern wie Gießereignissen und Bezeichnungen für Walzregimes unmöglich erscheint, werden nominale Eingangsdaten bei den hier durchgeführten Analysen ausschließlich herausgefiltert. Der Informationsverlust bzw. die Einschränkung bei der Verallgemeinerungsfähigkeit der statistischen Regeln abgeleitet aus SVMs oder KNNs muss bei der Ergebnisinterpretation berücksichtigt werden.

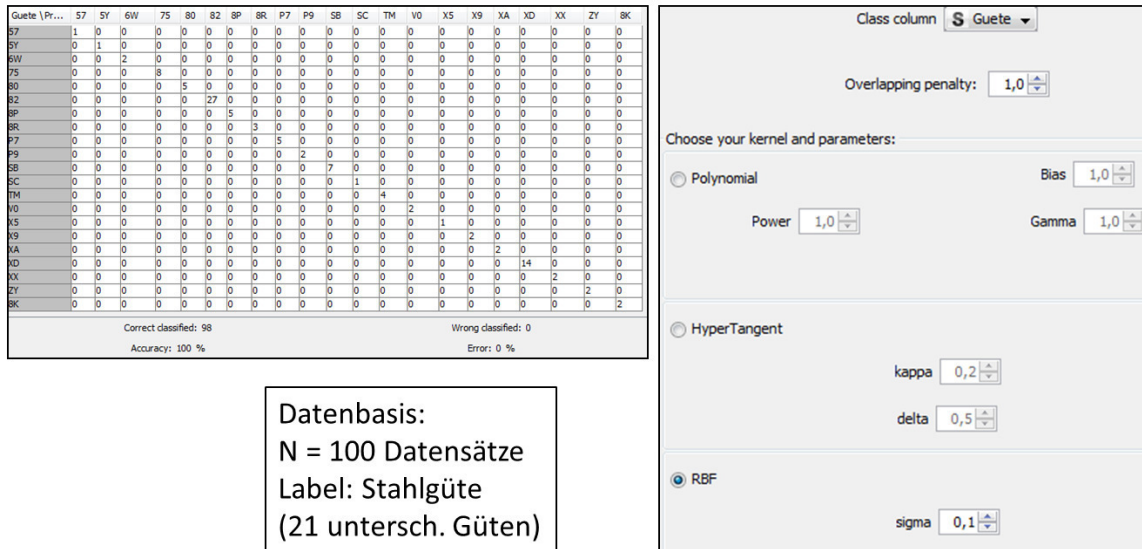


Abbildung 96: Zusammenfassung der Voreinstellungen und Ergebnisse der Support Vector Machine zur Stahlgüten-Klassifikation, mit Fehlermatrix und Beschreibung der Trainingsdatenbasis.

Multi-Layer-Perzeptron Analog der SVM müssen bei der Anwendung von Multi-Layer-Perzeptronen (MLP) nominale Attribute aus dem Eingangsdatensatz herausgefiltert oder geeignet konvertiert werden. Nach Filterung des Trainingsdatensatzes müssen die Anzahl an Schichten zwischen Eingabe- und Ausgabelage des MLP festgelegt und die Zuordnungsfunktion zwischen den Neuronen der jeweiligen Lagen definiert werden, z.B. lineare, Polynoms, Tangenz- oder Exponentialfunktionen. Abhängig von der Wahl der Zuordnungsfunktion müssen Funktionseigenschaften festgelegt werden, wie z.B. die Ordnung des Polynoms oder die Anzahl an Verteilungsmittelpunkten bei den Exponentialfunktionen und die Breite der Funktionen. Außerdem müssen die Bestrafungsfaktoren (penalty coefficient) festgelegt werden.

7.3 Abbildungen

Hier werden alle Abbildungen aus den Kapiteln Kap. 3.1 und Kap. 3.2.3 aufgeführt, die der Übersichtlichkeit halber nicht in den Fließtext der jeweiligen Kapitel eingebunden wurden.

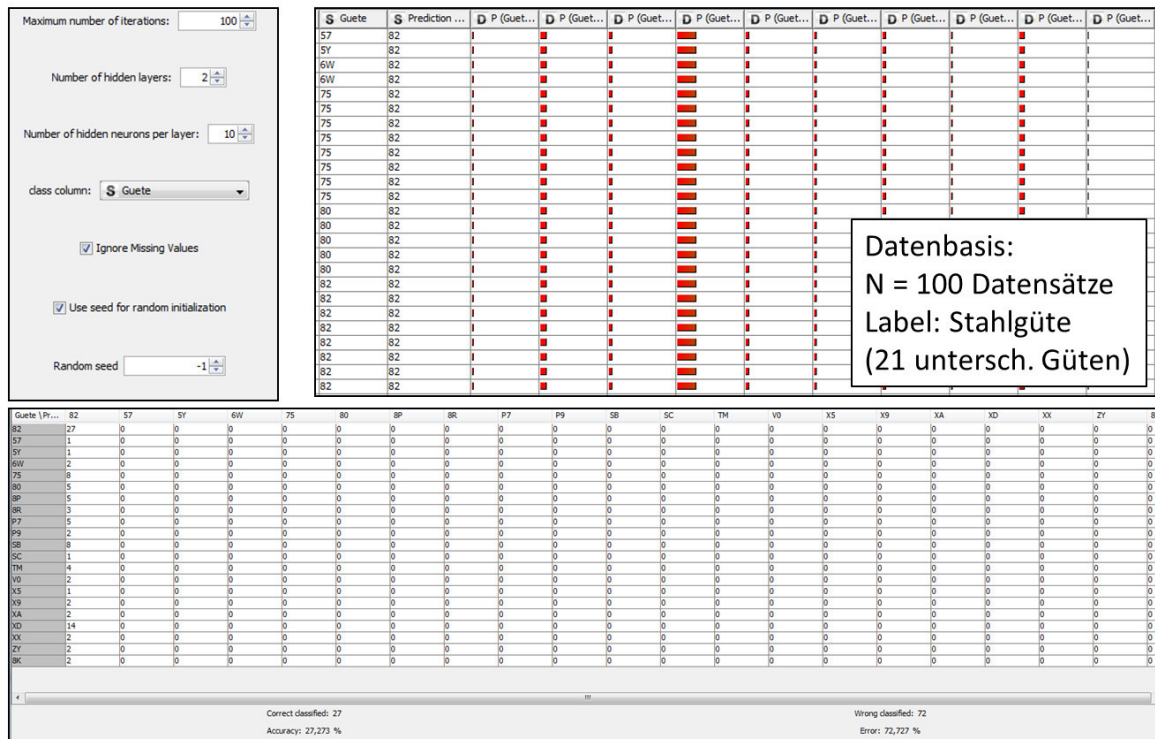


Abbildung 97: Zusammenfassung der Voreinstellungen des MLP-Netzwerks zur Stahlgüten-Klassifikation, mit Fehlermatrix und Beschreibung der Datenbasis. Die Zuordnungswahrscheinlichkeit zu einer Labelklasse ist hier als Balkendiagramm im Trainingsdatenausschnitt dargestellt (roter Balken). Es ist erkennbar, dass eine einfache Mehrheitsentscheidung für die am Häufigsten im Datensatz vorkommende Labelklasse (Stahlgüte "82") als Klassifikationsregel "erlernt" wurde.

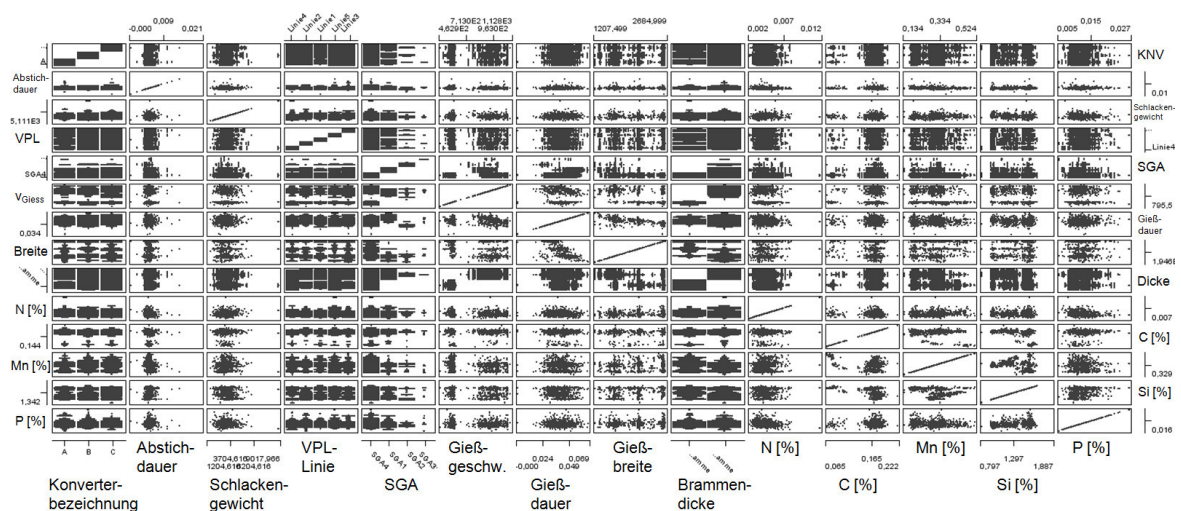


Abbildung 98: Beispielhafter Scatter-Matrix-Plot der Anlagenbezeichnungen: Konverter, VPL-Linie, Stranggießanlage, der Abstichdauer, des Konverterschlackengewichts, der Gießabmessungen, -geschwindigkeit und -dauer sowie der Gehalte an N , C , Mn , Si und P in der Schmelze gemessen an der SGA.

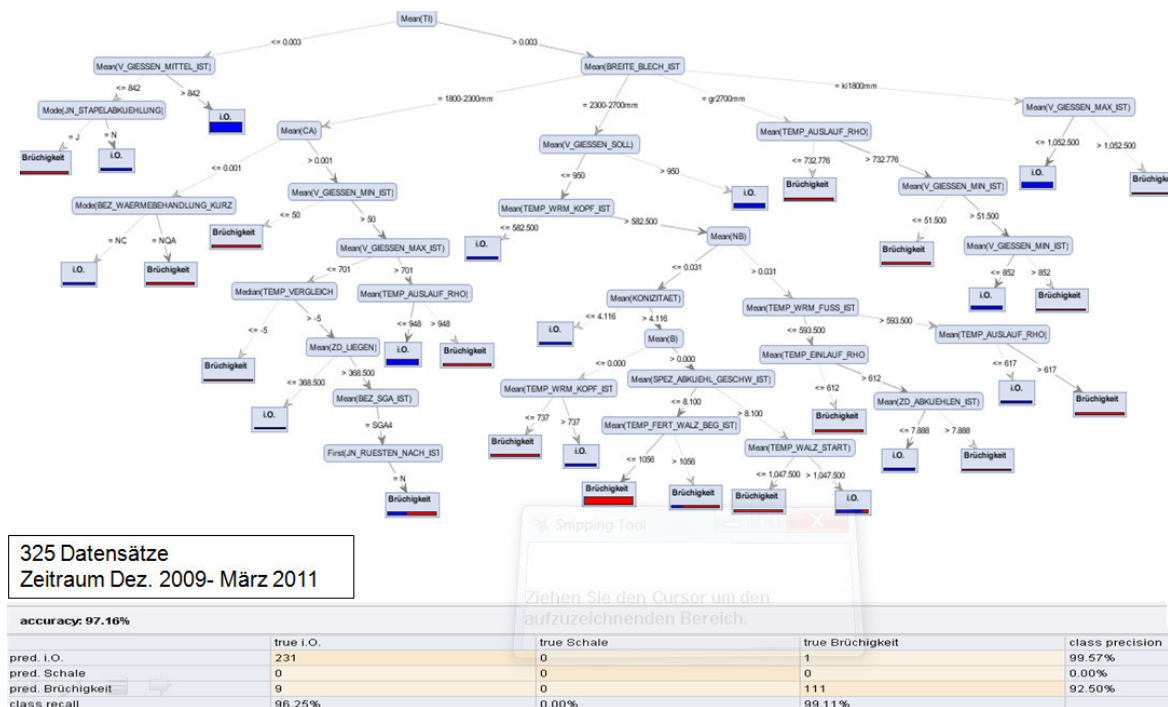


Abbildung 99: Entscheidungsbaum auf Basis von Daten aller hier betrachteter Stahlmarken und Abmessungen aus dem Zeitraum 2009-2011.

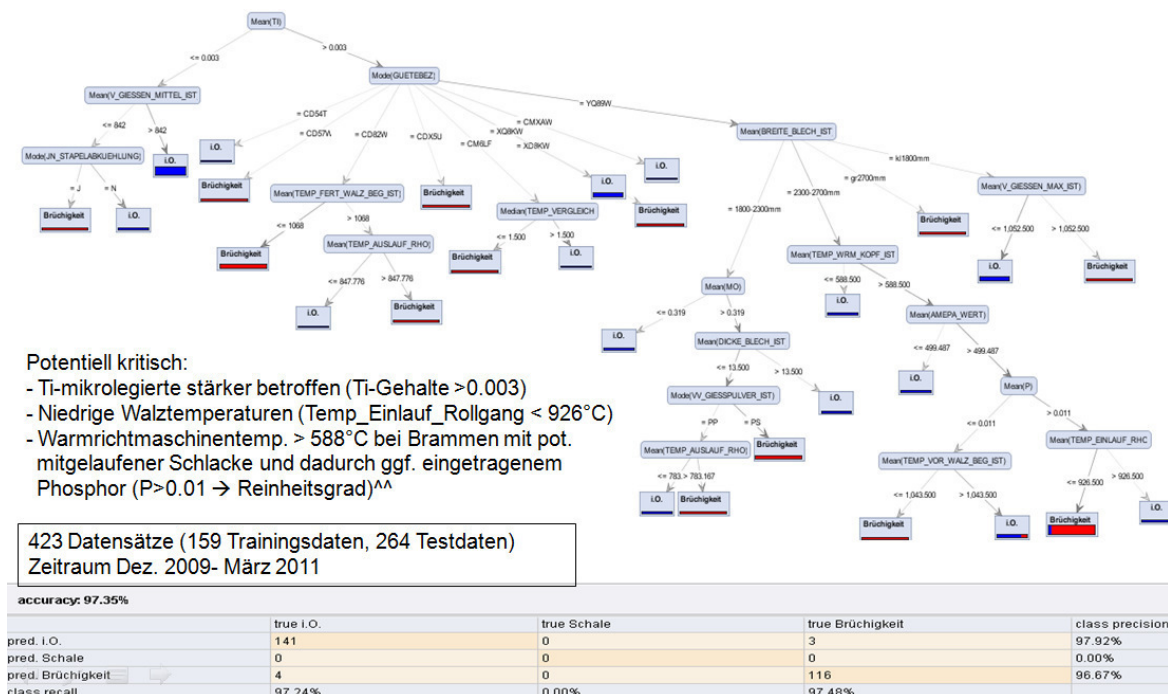
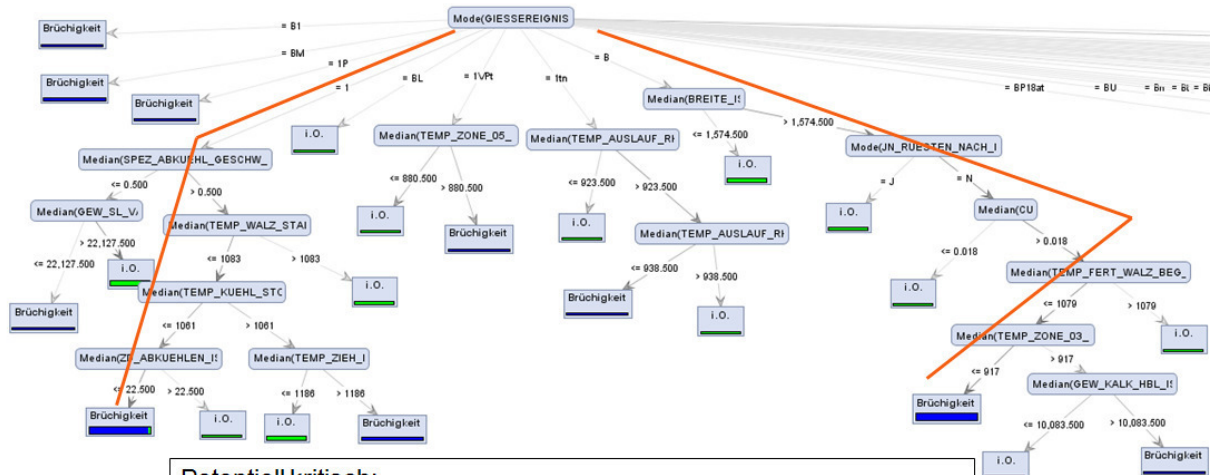


Abbildung 100: Entscheidungsbaum analog zu Abb. 99, nur mit dem gain ratio als Optimierungskriterium anstatt dem information gain.

Teil I:

Sehr weit verästelter Entscheidungsbaum



Potentiell kritisch:

- Gießereignis „B“ UND $C_{Cu} > 0.018\%$ UND $Temp_{Fertigwalzbeginn-1ST} < 1079^{\circ}C$
- Gießereignis „1“ UND spez. Abkühlgeschw. $> 0.5K/s$ UND $Temp_{Walzstart} < 1083^{\circ}C$

accuracy: 97.49%				
pred. Brüchigkeit	true Brüchigkeit	true i.O.	true Schale	class precision
	295	3	0	98.99%
pred. i.O.	14	364	0	96.30%
pred. Schale	0	0	0	0.00%
class recall	95.47%	99.18%	0.00%	

Teil II:

Gießereignis

Potentiell kritisch:

- Gießereignis „n“ UND $Gew_{Kalk_Hbl} > 13.1t$
- Gießereignis „t“ UND $ZD_Liegen < 258min$ ODER $Kantenrisse > 15mm$ liegen vor

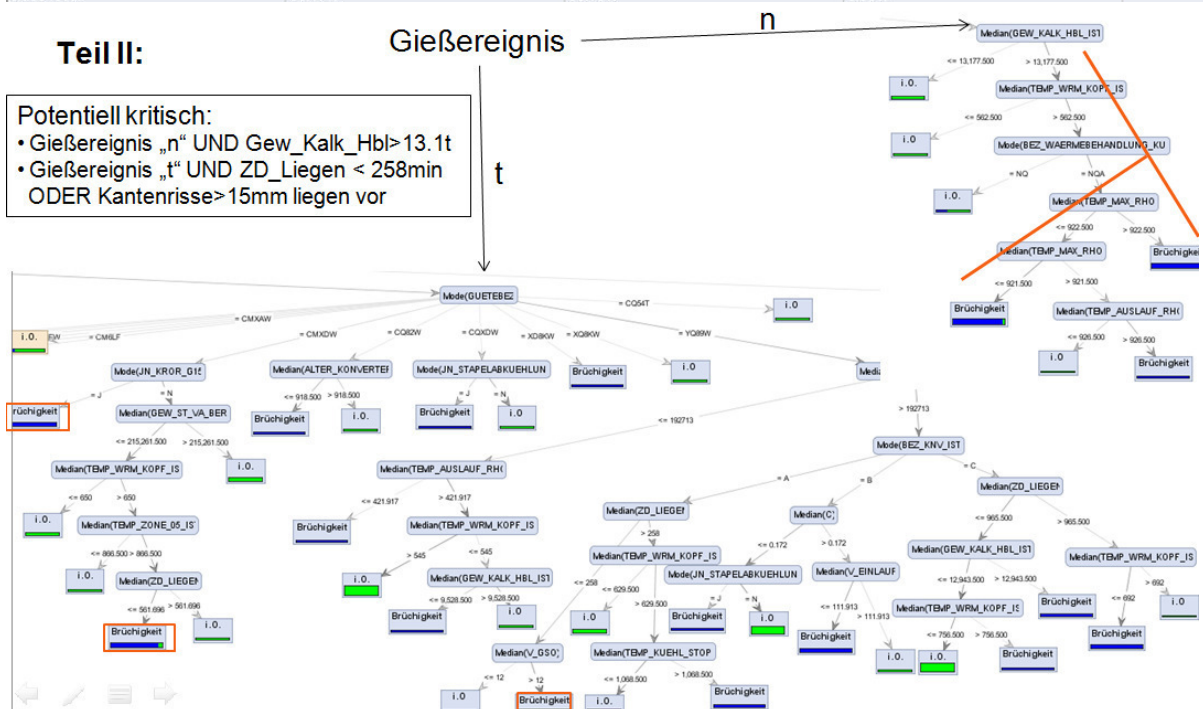


Abbildung 101: Entscheidungsbaum analog zu Abb. 100, nur mit accuracy als Optimierungskriterium anstatt dem information gain. Die Folge ist eine sehr detaillierten Verästlung des Baums. Die Verästlung anhand der Gießereignisse am ersten Knoten ist sehr fein, weshalb der Fokus bei der Interpretation auf den statistisch durch die größte Anzahl enthaltener Datensätze gewichtigsten Ästen des Entscheidungsbaums liegt.

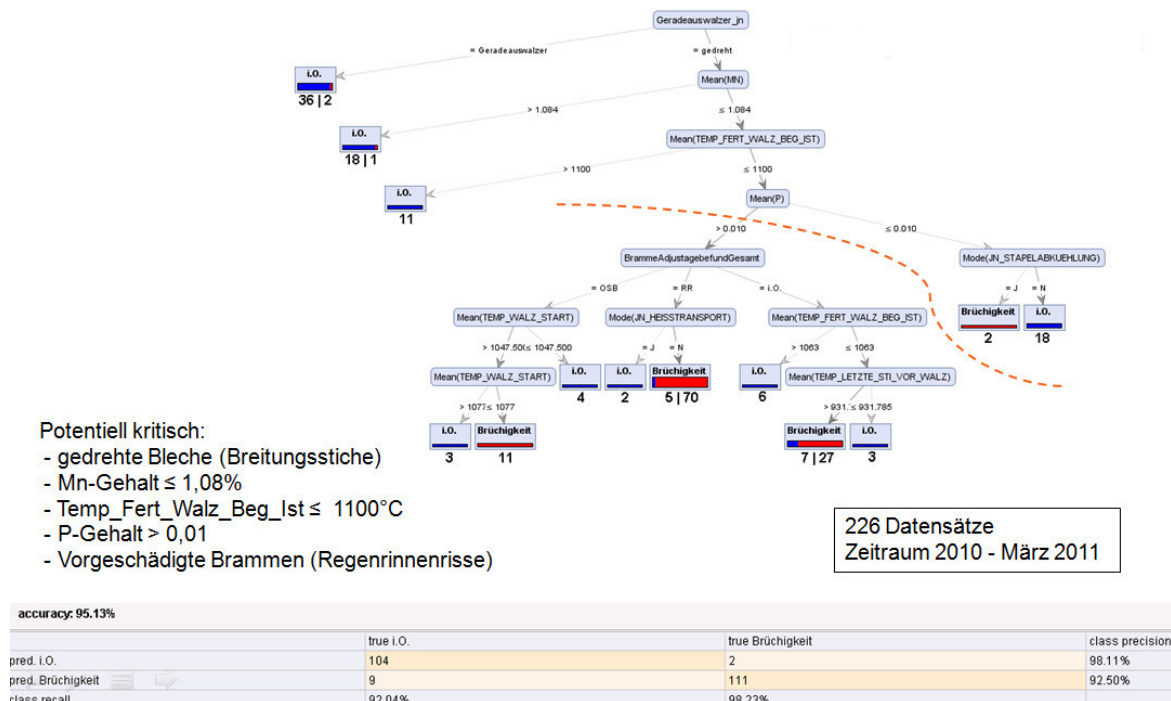


Abbildung 102: Entscheidungsbaum basierend ausschließlich auf Daten der Güte 89 (S690-17-NbVMoCrNi-Stahl).

7.4 Überblick und Legende der analysierten Prozess- und Qualitätsparameter

Attributname	Bedeutung	Einheit
ID BLECH	Blechident	
DT WALZEN BEG IST	Walzdatum	Datum, Uhrzeit
ZD GIESSENENDE WALZ BEG IST	Zeit zwischen Gießende und Walzbeginn	Tage
TEMP AUSLAUF RHO	Temperatur gemessen von Pyrometer an Auslaufseite des Walzgerüsts	°C
TEMP EINLAUF RHO	Temperatur gemessen von Pyrometer an Einlaufseite des Walzgerüsts	°C
TEMP MITTE RHO	Temperatur gemessen auf der Mitte des Rollgangs zwischen Ofen und Walzgerüst	°C
TEMP KUEHLSTOPP SOLL	Kühlstopptemperatur	°C
TEMP WRM KOPF IST	Warmrichttemperatur Blechkopf	°C
TEMP WRM MITTE IST	Warmrichttemperatur Blechmitte	°C
TEMP WRM FUSS IST	Warmrichttemperatur Blechfuß	°C
TEMP ZIEH SOLL	Ofenziehtemperatur Soll	°C
TEMP ZIEH IST	Ofenziehtemperatur Ist	°C
V EINLAUF	Einlaufgeschwindigkeit	m/min
ANZ US FEHLER BLECH	Anzahl detektierter Ultraschallfehler	
TEMP PYROMETER 13	Pyrometermessung Messung auf Pendelrollgang	°C
JN GERADEAUSWALZER	Geradeauswalzer: Blech wurde ohne Drehung/ ohne Breitungsstiche gewalzt	
ANZ STICHE VORWALZEN		
ANZ STICHE FERTIGWALZEN		
TEMP LETZTE STI VOR WALZ	Temperatur letzte Stich Vorwalzen	°C
JN UEBERG RIEGEL	Kennzeichnung Übergangsriege ja/nein	
JN STAPELABKUEHLUNG	Stapelabkühlung ja/nein	
WALZART	Bezeichnung der Walzart ("TM", "TG+I", "N", "TG", "TM+I")	
GROESSTER ERK US FEHLER	Größter erkennbarer Ultraschallfehler	
TEMP EINSTOSS IST	Einstoßtemperatur Wiedererwärmofen	°C
TEMP ZONE 11 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone11	°C
TEMP ZONE 10 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone10	°C
TEMP ZONE 09 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone9	°C
TEMP ZONE 08 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone8	°C
TEMP ZONE 07 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone7	°C
TEMP ZONE 06 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone6	°C
TEMP ZONE 05 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone5	°C
TEMP ZONE 04 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone4	°C
TEMP ZONE 03 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone3	°C
TEMP ZONE 02 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone2	°C
TEMP ZONE 01 IST	Brammentemperatur gemessen in Ofenzone1	°C
BEZ BETRIEBSART	Betriebsart	
BEZ GLUEHSCHL IST	Glüchlüssel	
ZD AUFHEIZEN	Zeitdauer Aufheizen	min
V DURCHLAUF	Durchlaufgeschwindigkeit	m/min
B ART KUEHLUNG BLECH	Kühlart	
TEMP KALORISCH ZWK ENDE	Temperatur Ende Zwischenkühlung	°C
TEMP KALORISCH ZWK BEGINN	Temperatur Beginn Zwischenkühlung	°C
TEMP WASSER	Kühlwassertemperatur Intensivkühlung	°C
TEMP KALORISCH ENDE	Temperatur Intensivkühlung Ende	°C
TEMP KALORISCH BEGINN	Temperatur Intensivkühlung Beginn	°C
DT FERTIGWALZEN	Walzdatum	Datum, Uhrzeit
ZD PENDEL	Zeitdauer Pendeln	min
ZD VORWALZEN	Zeitdauer Vorwalzen	
TEMP FERT WALZ BEG IST	Fertigwalztemperatur Ist	°C
TEMP FERT WALZ BEG SOLL	Fertigwalztemperatur Soll	°C
TEMP ZW WALZ BEG IST	Zwischenwalztemperatur Ist	°C
TEMP VOR WALZ BEG IST	Temperatur Beginn Vorwalzen Ist	°C
TEMP VOR WALZ BEG SOLL	Temperatur Beginn Vorwalzen Soll	°C
DRUCK ANPRESS IST	Anpressdruck	bar
SPEZ ABKUEHL GESCHW IST	spezifische Abkühlgeschwindigkeit	K/s
ZD ABKUEHLEN IST	Zeitdauer Abkühlen	min
TEMP WALZ START	Temperatur zu Walzbeginn	°C
DICKE PENDEL IST	Pendeldicke Ist	mm
DICKE PENDEL SOLL	Pendeldicke Soll	mm
TEMP KUEHL STOPP	Kühlstopptemperatur	°C
ZD LIEGEN	Liegezeit	min
TEMP MAX RHO	maximal auf Rollgang gemessene Temperatur	°C
ZD GLUEH NACHHALTEZEIT	Zeitdauer Nachhalten Glühbehandlung	min
TEMP GLUEH NACHHALTZEIT	Temperatur Nachhalten Glühbehandlung	°C
ID OFENBAHN		
ID GLUEHOFEN		
ZD TEMP HALTEN IST	Zeitdauer Ausgleichszone Wiedererwärmofen	min
TEMP WALZ ENDE SOLL	Temperatur Walzende Soll	°C
TEMP WALZ ENDE IST	Temperatur Walzende Ist	°C
JN HEISSTRANSPORT	Heißtransport in Wärmebox, Wärmeinsatz	
GUETEBEZ	Stahlmarkenbezeichnung	
DT BEGINN IST	Zeitstempel Schmelzenproduktionsbeginn	Datum, Uhrzeit
BEZ SCHMELZE	Schmelzen-ID	
BEZ KNV IST	Konverterbezeichnung	
GEW KALK HBL IST	in Hauptblasphase im Konverter zugegebene Kalkmenge	kg
ALTER KONVERTER	Anzahl Schmelzen bzw. Umläufe seit der letzten Zustellung Konverter	
ALTER ABSTICHLOCH	Anzahl Schmelzen bzw. Umläufe mit dem gleichen Abstichloch	
LANZENALTER	Anzahl Schmelzen bzw. Umläufe, die die Lanze in Gebrauch ist	
GEW SL VA	Gewicht Schlacke vor Abstich	kg
GEW ST VA BER	Gewicht Stahl vor Abstich (berechnet)	kg
MENGE HBL 02 IST	in Hauptblasphase im Konverter eingeblasene Sauerstoffmenge	Nm3/h

Tabelle 10: Liste der untersuchten Prozessparameter mit Legende und wo benennbar der Einheit.

Attributname	Bedeutung	Einheit
ZD HBL	Dauer der Hauptblasphase Konverter	min
ZD BS IST	Zeitdauer Bodenspülen VPL IST	min
MENGE BS AR IST	Menge Argon eingeblasen während Bodespülung	Nm3/h
MENGE BS N2 IST	Menge N2 eingeblasen während Bodespülung	Nm3/h
ZD ABSTICH KNV	Abstichdauer Konverter	min
ZD VPL GESAMT	VPL-Gesamtbehandlungsdauer	min
BEW SPSTEIN	Spülsteinbewertung	Summe der Noten: 1...3 bei 3 Spülsteinen → Werte: 3...9
GEW ST BER	Stahl in Pfanne (VPL) berechnet	t
GEW SL BER	Schlackengewicht (VPL) berechnet	t
BEZ LINIE IST	Behandlungslinie der VPL	
ZD VAK	Vakuumbehandlungsdauer	min
ZD HEIZEN IST	Heizdauer VPL	min
BS WERT	Gasmenge gemessen an Bodenspülung VPL	Nm3/h
LS WERT	Gasmenge gemessen an Lanze VPL	Nm3/h
TEMP VERGLEICH	Überhitzung (Soll-Gießtemp. - mittlere IST-Gießtemp.)	K
TEMP PLATEAU	mittlere Gießtemperatur über Gießverlauf	°C
BEZ SGA IST	Bezeichnung Stranggießanlage	
Zusatzdamm j n	mit oder ohne Zusatzdamm in Verteiler	
Tauchauguss	Bauteilbezeichnung Tauchauguss	
Stopfen	Bauteilbezeichnung Stopfen	
SPUEL ART	Bezeichnung Spülart	
ZD SPUEL SPST BED	Zeitdauer Verweilen der Schmelze an Spülstelle vor Gießen	min
DT BEGINN GIESSEN KOK	Gießbeginn	Datum, Uhrzeit
DT ENDE GIESSEN KOK	Gießende	Datum, Uhrzeit
AMEPA WERT	Ampesignal Verteiler	
V GIESSEN MIN IST	min. Gießgeschw über Gießverlauf d. ges. Schmelze	m/min
V GIESSEN MAX IST	max. Gießgeschw. über Gießverlauf d. ges. Schmelze	m/min
V GIESSEN MITTEL IST	Mittlere Gießgeschw. (Verlauf einer Schmelze)	m/min
V GIESSEN SOLL	Soll-Gießgeschwindigkeit	m/min
ZD GIESSEN	Zeitdauer Gießen	min
VV SPRITZPLAN IST	Spritzplan Sekundärkühlung	
BEW STOPFEN	Stopfenbewegung	
VV GIESSPULVER IST	Gießpulversorte	
BEW BADSPIEGEL	Bewegung Schmelzenspiegel	
GIESSEREIGNIS BRAMME	brammenbezogene Gießereignisse	
GIESSGESCHWINDIGKEIT BRAMME	brammenbezogene Gießgeschwindigkeit	m/min
KONIZITÄT	Kokillenkonizität	
BREITE IST	Gießbreite	mm
DICKE	Gießdicke	mm
LAENGE IST	Gießlänge	mm
FeO SchlackeKNV	FeO-Gehalt Konverterschlacke	Gew-%
SiO2 SchlackeKNV	SiO2-Gehalt Konverterschlacke	Gew-%
CaO SchlackeKNV	CaO-Gehalt Konverterschlacke	Gew-%
MgO SchlackeKNV	MgO-Gehalt Konverterschlacke	Gew-%
FeO SchlackeVPL	FeO-Gehalt VPL-Schlacke	Gew-%
SiO2 SchlackeVPL	SiO2-Gehalt VPL-Schlacke	Gew-%
CaO SchlackeVPL	CaO-Gehalt VPL-Schlacke	Gew-%
MgO SchlackeVPL	MgO-Gehalt VPL-Schlacke	Gew-%
Si REE	Siliziumgehalt Roheisen	Gew-%
P KNV	Phosphorgehalt Schmelze nach Konverterbehandlung	Gew-%
S KNV	Schwefelgehalt Schmelze nach Konverterbehandlung	Gew-%
Ca VPL	Kalziumgehalt Schmelze Abgabe VPL	Gew-%
P VPL	Phosphorgehalt Schmelze Abgabe VPL	Gew-%
S VPL	Schwefelgehalt Schmelze Abgabe VPL	Gew-%
GIESSEREIGNISSE	Summe Gießereignisse Schmelze	
GUETE BEZ	Guetebezeichnung	
TEMP	Schmelzentemp. gemessen i.d. Kokille bei Analysenprobe	°C
N	Stickstoffgehalt Fertiganalyse	Gew-%
C	Kohlenstoffgehalt Fertiganalyse	Gew-%
SI	Siliziumgehalt Fertiganalyse	Gew-%
MN	Mangangehalt Fertiganalyse	Gew-%
P	Phosphorgehalt Fertiganalyse	Gew-%
S	Schwefelgehalt Fertiganalyse	Gew-%
AL	Aluminiumgehalt Fertiganalyse	Gew-%
CU	Kupfergehalt Fertiganalyse	Gew-%
CR	Chromgehalt Fertiganalyse	Gew-%
B	Borgehalt Fertiganalyse	Gew-%
PB	Bleigehalt Fertiganalyse	Gew-%
MO	Molybdängehalt Fertiganalyse	Gew-%
NB	Niobgehalt Fertiganalyse	Gew-%
TI	Titangehalt Fertiganalyse	Gew-%
NI	Nickelgehalt Fertiganalyse	Gew-%
V	Vanadiumgehalt Fertiganalyse	Gew-%
CA	Kalziumgehalt Fertiganalyse	Gew-%
BEFUND GESAMT	Oberflächenbefund aus Brammenadjustage gesamt	
JN OBERFL ENTZUNDERT	Oberfläche entzündert ja/nein	
JN OHNESICHTFEHLER	ohne sichtbaren Fehler in Brammenadjustage	
JN KROR G15	Kantenrisse oben rechts >15mm	
JN KROL G15	Kantenrisse oben links >15mm	
JN KRUL G15	Kantenrisse unten links >15mm	
JN KRUR G15	Kantenrisse unten rechts >15mm	
JN RRO	Regenrinnenrisse oben	
JN RRU	Regenrinnenrisse unten	
JN QRMO	Querrisse Mitte oben	
JN QRMU	Querrisse Mitte unten	
JN LROL	Längsrisse oben links	
JN LRUL	Längsrisse unten links	
JN PO	Poren oben	
JN PU	Poren unten	
FLAEMMGRAD IST	Flämmgrad Ist	
Label	Qualitätslabel "Blech mit Brüchigkeitöder i.O.-Blech"	

Tabelle 11: Liste der untersuchten Prozessparameter mit Legende und wo benennbar der Einheit.

Detailanalyse SGA-Daten		
Attributname	Bedeutung	Einheit
TVorlauf[°C]	Vorlauftemperatur Kokillenkühlung	°C
TRückFRFS HK [°C]	Rücklauftemperatur Hinterkammer der Kokillenkühlung	°C
TRückFRLS VK [°C]	Rücklauftemperatur Vorderkammer der Kokillenkühlung	°C
TRückSeg0[°C]	Rücklauftemperatur Innengekühlte Rolle direkt nach Kokille	°C
TRückSeg1[°C]	Rücklauftemperatur Innengekühlte Rolle Segment 1	°C
DTRückFRFS HK[°C]	Temperaturdifferenz Vorlauf-Rücklauf Hinterkammer Kokillenkühlung	°C
DTRückFRLS VK[°C]	Temperaturdifferenz Vorlauf-Rücklauf Vorderkammer Kokillenkühlung	°C
DTRückSeg0[°C]	Temperaturdifferenz Vorlauf-Rücklauf gekühlte Führungsrolle	°C
DTRückSeg1[°C]	Temperaturdifferenz Vorlauf-Rücklauf gekühlte Führungsrolle Segment 1	°C
Kraft Einlauf Links	Kraft Einlauf Segment1 links	kN
Kraft Einlauf Rechts	Kraft Einlauf Segment1 rechts	kN
Seg1KraftdiffEinlaufRechtsLinks	Differenz rechts-links Kraft Einlauf Segment 1	kN
Kraft Auslauf Links	Kraft Auslauf Segment 1 links	kN
Kraft Auslauf Rechts	Kraft Auslauf Segment 1 rechts	kN
Seg1KraftdiffAuslaufRechtsLinks	Differenz rechts-links Kraft Auslauf Segment 1	kN
Maulweite Einlauf	Anstelldicke Führungsrollen Segment 1 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf	Anstelldicke Führungsrollen Segment 1 Auslauf	mm
Kraft Einlauf Links 2	Kraft Einlauf Segment2 links	kN
Kraft Einlauf Rechts 2	Kraft Einlauf Segment2 rechts	kN
Kraft Auslauf Links 2	Kraft Auslauf Segment2 links	kN
Kraft Auslauf Rechts 2	Kraft Auslauf Segment2 rechts	kN
Maulweite Einlauf 2	Anstelldicke Führungsrollen Segment 2 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf 2	Anstelldicke Führungsrollen Segment 2 Auslauf	mm
Kraft Einlauf Links 3	Kraft Einlauf Segment3 links	kN
Kraft Einlauf Rechts 3	Kraft Einlauf Segment3 rechts	kN
Kraft Auslauf Links 3	Kraft Auslauf Segment3 links	kN
Kraft Auslauf Rechts 3	Kraft Auslauf Segment3 rechts	kN
Maulweite Einlauf 3	Anstelldicke Führungsrollen Segment 3 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf 3	Anstelldicke Führungsrollen Segment 3 Auslauf	mm
Kraft Einlauf Links 4	Kraft Einlauf Segment4 links	kN
Kraft Einlauf Rechts 4	Kraft Einlauf Segment4 rechts	kN
Kraft Auslauf Links 4	Kraft Auslauf Segment4 links	kN
Kraft Auslauf Rechts 4	Kraft Auslauf Segment4 rechts	kN
Maulweite Einlauf 4	Anstelldicke Führungsrollen Segment 4 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf 4	Anstelldicke Führungsrollen Segment 4 Auslauf	mm
Kraft Einlauf Links 5	Kraft Einlauf Segment5 links	kN
Kraft Einlauf Rechts 5	Kraft Einlauf Segment5 rechts	kN
Kraft Auslauf Links 5	Kraft Auslauf Segment5 links	kN
Kraft Auslauf Rechts 5	Kraft Auslauf Segment5 rechts	kN
Maulweite Einlauf 5	Anstelldicke Führungsrollen Segment 5 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf 5	Anstelldicke Führungsrollen Segment 5 Auslauf	mm
Seg5KraftdiffAuslaufRechtsLinks	Differenz rechts-links Kraft Auslauf Segment 5	kN
Kraft Einlauf Links 6	Kraft Einlauf Segment6 links	kN
Kraft Einlauf Rechts 6	Kraft Einlauf Segment6 rechts	kN
Kraft Auslauf Links 6	Kraft Auslauf Segment6 links	kN
Kraft Auslauf Rechts 6	Kraft Auslauf Segment6 rechts	kN
Maulweite Einlauf 6	Anstelldicke Führungsrollen Segment 6 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf 6	Anstelldicke Führungsrollen Segment 6 Auslauf	mm
Kraft Einlauf Links 7	Kraft Einlauf Segment7 links	kN
Kraft Einlauf Rechts 7	Kraft Einlauf Segment7 rechts	kN
Kraft Auslauf Links 7	Kraft Auslauf Segment7 links	kN
Kraft Auslauf Rechts 7	Kraft Auslauf Segment7 rechts	kN
Maulweite Einlauf 7	Anstelldicke Führungsrollen Segment 7 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf 7	Anstelldicke Führungsrollen Segment 7 Auslauf	mm
Kraft Einlauf Links 8	Kraft Einlauf Segment8 links	kN
Kraft Einlauf Rechts 8	Kraft Einlauf Segment8 rechts	kN
Kraft Auslauf Links 8	Kraft Auslauf Segment8 links	kN
Kraft Auslauf Rechts 8	Kraft Auslauf Segment8 rechts	kN
Maulweite Einlauf 8	Anstelldicke Führungsrollen Segment 8 Einlauf	mm
Maulweite Auslauf 8	Anstelldicke Führungsrollen Segment 8 Auslauf	mm

Tabelle 12: Liste der untersuchten Prozessparameter mit Legende und wo benennbar der Einheit.

Literatur

- [Aac12] RWTH Aachen. Menschliche Fehler - Arbeitstechnologie und Ergonomie. *Lehrstuhl und Institut für Arbeitswissenschaft*, 14, 2012.
- [AJ88] H. Abratis and E. Julius. Mitlaufen von Schlacke beim Konverterabstich. *Stahl und Eisen*, 108:848 – 852, 1988.
- [AZ96] P. Adriaans and D. Zantinge. *Data Mining*. Addison Wesley Professional, Harlow, 1. edition, 1996.
- [BB11] F. Boue-Bigne. LIBS – A Promising Tool for fast Steel Charakterisation. *Proceedings 8th Conference on Progress in Analytical Chemistry and Materials Characterisation in the Steel and Metals Industries - CETAS*, 2011.
- [BC] M.R. Berthold and N. Cebon. KNIME - The Konstanz Information Miner.
- [BCD⁺07] M. R. Berthold, N. Cebon, F. Dill, T. R. Gabriel, T. Kötter, T. Meinel, P. Ohl, C. Sieb, K. Thiel, and B. Wiswedel. KNIME: The Konstanz Information Miner. In *Studies in Classification, Data Analysis, and Knowledge Organization (GfKL 2007)*. Springer, 2007.
- [BD05] D. Bakshi and M. Dutta. Effect of Hot Rolling Temperature on the Surface Quality of galvanized IF-HS-Steel Sheets. *ISIJ International*, 45:1368–1370, 2005.
- [Bea05] M. Byrne and A.W. Cramb et al. A Mold Simulator for Continuous CAsing of Steel: Part II - The Formation of Oscillation Marks During the Continuous Casting of Low Carbon Steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, 36B:373–383, 2005.
- [Ber00] C. Bernhard. Simulation of internal crack formation in Continuous Casting of steel. *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, 145(1):22–28, 2000.
- [BF66] H. D. Brody and M. C. Flemings. A Model Describing Back Diffusion during Solidification of Steel. *Transactions TMS-AIME*, 236:615–624, 1966.
- [BFOS83] L. Breiman, J. H. Friedman, R. A. Olshen, and C. J. Stone. *CART: Classification and Regression Trees*. Wadsworth, Belmont, CA, 1983.
- [Bos09] R. Bose. Advanced Analytics: Opportunities and Challenges. *Industrial Management and Data Systems*, 109(2):155–172, 2009.
- [BP96] F.R. Block and R. Piotrowiak. Verringerung der Menge an Mitlaufschlacke bei der Stahlherstellung. *Stahl und Eisen*, 116(2):95 – 99, 1996.

- [CCC] C.J. Chih-Chung Chang. LIBSVM: a Library for Support Vector Machines.
- [Ceb08] Nicolas Cebron. *Aktives Lernen zur Klassifikation großer Datenmengen mittels Exploration und Spezialisierung*. KOPS - Konstanzer Online-Publikations-System, Universität Konstanz, 2008.
- [CESS98] J.W. Cho, T. Emi, H. Shibata, and M. Suzuki. Heat Transfer across Mold Flux Film in Mold during initial Solidification in Continuous Casting. *Proceedings ISIJ International*, 38(8):834–842, 1998.
- [CG04] P. Chamoni and P. Gluchowski. Integrationstrends bei Business-Intelligence-Systemen. *Proceedings Wirtschaftsinformatik*, 46:119–128, 2004.
- [CK81] T. W. Clyne and W. Kurz. Clyne and Kurz Model for Back-Diffusion. *Metallurgical transactions A*, 12A:965–71, 1981.
- [CL68] M. Cockcroft and D.J. Latham. Ductility of Steel. *Journal of the Institute of Metals*, 96:33–39, 1968.
- [com14] Octave community. GNU Octave 3.8, 2014.
- [CPLB04] S. Castagne, F. Pascon, and J. Lecomte-Beckus. Mesoscopic Model of intergranular cracks in low carbon Steel during cooling of Continuous Casting. *Proc. 2nd International Conference on Thermomechanical Processing of Steel*, 2:233–240, 2004.
- [CPR93] K.C. Chou, U.B. Pal, and R.G. Redd. A General Model for BOP Decarburization. *ISIJ International*, 33(8):862 – 868, 1993.
- [Cro05] D. Crowther. The Effects of Microalloying Elements on Cracking during Continuous Casting. *Corus Group, Swinden Technology Centre*, 2005.
- [Cro07] N.D. Crowther. The Effects of Microalloying Elements on Cracking during Continuous Casting. *Corus Internal Review*, 2007.
- [CSKH93] W. C. Chen, I. Samarasekera, A. Kumar, and E.B. Hawbolt. Mathematical Model of Heat Flow and Deformation during rough rolling. *Iron-making and Steelmaking*, 20:113–125, 1993.
- [CV95] C. Cortes and V.N. Vapnik. Support-Vector Networks. *Machine Learning, Kluwer Academic Publishers*, 20:273–293, 1995.
- [CWK82] T.W. Clyne, M. Wolf, and W. Kurz. The Effect of Melt Composition on Solidification Cracking of Steel with particular Reference to Continuous Casting. *Metallurgical Transactions*, 13B:259–266, 1982.
- [CWW⁺11] H. Cui, H. Wu, M. Wang, F. Yue, Y.-P. Bao, and B. Chen. Surface Defects of Cold-Rolled Ti-IF Steel Sheets due to Non-Metallic Inclusions. *Journal of Iron and Steel, Proceedings 2nd International Symposium on Clean Steel*, 18:335–340, 2011.

- [Deg85] R. Degenhardt. Beitrag zur Klärung der Wirkmechanismen beim Einsatz von Stranggießpulvern. *Freiberger Forschungshefte*, B248, 1985.
- [Dip09] R. Dippenaar. Transverse Surface Cracks in Continuously Cast Steel Slabs, Oscillation Marks and Austenite Grain Size. *Proceedings THERMEC*, 1, 2009.
- [DR08] W. Dahmen and A. Reusken. *Numerik für Ingenieure und Naturwissenschaftler*. Springer, Berlin, 2 edition, 2008.
- [DS10] C.-A. Däcker and T. Sohlgren. The influence of mould powder properties on shell formation in Continuous Casting of Steel. *Steel research*, 81(10):899–907, 2010.
- [DW83] J. Dubendorff and K. Wünnenberg. Wärmestromdichte in der Kokille bei hohen Gießgeschwindigkeiten einer Rundstranganlage. *Stahl und Eisen*, 103(25-26):1327.1332, 1983.
- [ea88] Suzuki et al. *Handbook of Physico-Chemical Properties at High Temperatures*. ISIJ, Tokyo, 1988.
- [ea92] K. Schwerdtfeger et al. *Metallurgie des Stranggießens*. Stahleisen Verlag, Duesseldorf, 1992.
- [ea95] N. Bannenberg et al. Procedures for successful Continuous Casting of Steel microalloyed with Nb, V, Ti and N. *Transactions on Microalloying*, pages 83–94, 1995.
- [EB11] M. O. El-Bealy. The Influence of Ceramic Sprayed Caster Rolls on the Internal Quality of Slabs. *Steel Times International*, 35(7):37–40, 2011.
- [EFM⁺05] U. Etzold, F. Friedel, V. Marx, W. Jäger, M. Gesell, and R.-W. Schulz. Produktionsbegleitende Untersuchungen zum Reinheitsgrad von Stahlflachprodukten. *Internes Dokument Thyssen Krupp Stahl AG*, 2005.
- [EKAR77] E. Elsner, H. Knapp, D. Amelung, and G. Rudolph. Slag and Oxide Inclusions during Continuous Casting of Steel. *Stahl und Eisen*, 97(23):1160–1165, 1977.
- [EL00] W.H. Emling and B.V. Lakshminarayana. An AISI-Sponsored collaborative Project on FeO-Type Sliver Defects. *Proceedings 83rd ISS Steel-making Conference*, 27(5):453–460, 2000.
- [EML⁺13] A. Ebel, F. Marchiori, A. Lucarelli, G. Lonzi, D. Fidalgo, and P. Pellicer. *Knowledge Management and Decision Support with Special Focus to Process and Quality Optimisation at Flat Steel Production*. Research Fund for Coal and Steel - RFCS, Luxemburg, 2013.
- [EPP⁺09] M. Egger, E. Pissenberger, A. Pissenberger, W. Winkler, and A. Gantner. Reinheitsgraduntersuchungen zur Klärung von Clogging-Phänomenen bei höchstfestem Baustahl. *BHM*, 154(11):523–528, 2009.

- [ER02] U. Elsilä and J. Rönning. Knowledge Discovery in Steel Industry Measurements. *Proceedings of Starting Artificial Intelligence Researchers Symposium (STAIRS 2002)*, 2002.
- [Etz12] U. Etzold. Schalenfehler, Ergebnisse des VDEh-Arbeitskreises. *Metallographietagung*, 2012.
- [FCJB09] R. Forestier, F. Costes, O. Jaouen, and M. Bellet. Finite Element thermomechanical Simulation of Steel Continuous Casting. *Proceedings 12th Int. Conf. on Modelling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*, 12:295–302, 2009.
- [Fei96] VDEh-AK Feinblech. *Oberflächenfehler an kaltgewalztem, unbeschichtetem Feinblech*. Verlag Stahleisen, Duesseldorf, 2 edition, 1996.
- [Fle74] M.C. Flemings. Solidification Processing. *Metallurgical and Materials Transactions*, 5(10):2121–2134, 1974.
- [FM12] S. Fischer and I. Mierswa. *Proceedings of the 3rd RapidMiner Community Meeting and Conference*. Shaker Verlag, Berlin, 2012.
- [FOM94] T. Fukagawa, H. Okada, and Y. Maehara. Mechanism of Red Scale Defect Formation in Si-added Hot-Rolled Steel Sheets. *Proceedings ISIJ*, 34(11):906–911, 1994.
- [FPSS96a] U.M. Fayyad, G. Piatetsky-Shapiro, and P. Smyth. From Datamining to Knowledge discovery in Databases. *AI Magazin*, 1996.
- [FPSS96b] U.M. Fayyad, G. Piatetsky-Shapiro, and P. Smyth. Knowledge Discovery and Data Mining: Towards a unifying framework. *Proceedings of the 2nd international conference on knowledge discovery and data mining, AAAI Press*, 3, 1996.
- [FR01] A. Frank and W. Rohde. *VDEh-Dokumentation 570: Grobblech - Herstellung und Anwendung*. Verlag StahlEisen, Duesseldorf, 1 edition, 2001.
- [Fre07] R. W. Freund. *Numerische Mathematik 1*. Springer, Berlin, 10 edition, 2007.
- [Fru98] W.E. Fruhan. *The Making, Shaping and Treating of Steel*. The AISE Steel Foundation, Pittsburgh, 11 edition, 1998.
- [GM11] R.-H. Gronebaum and B. Maas. Prozessanalyse, Data Mining und metallurgische Modellüberlegungen zu möglichen Einflussfaktoren für die Entstehung von Schalenfehlern. *Interner Bericht, Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH*, 2011.
- [GM12] R.-H. Gronebaum and B. Maas. Prozessanalyse und metallurgische Modellrechnungen zu Einflüssen von Schalenfehlern aus sekundärmetallurgischen Prozessen. *interner SZMF-Bericht*, 39, 2012.

- [Gmb11] Salzgitter Flachstahl GmbH. TK-Fehlerschlüssel. *interne Qualitätsstelle*, 2011.
- [Gmb12] Ilsenburger Grobblech GmbH. Materialfehler-Code. *interne Qualitätsstelle*, 2012.
- [Gmb13a] Ilsenburger Grobblech GmbH. Lieferprogramm, 2013.
- [Gmb13b] Ilsenburger Grobblech GmbH. Produktionsanlagen, 2013.
- [Gmb13c] Salzgitter Flachstahl GmbH. Produktionsanlagen, 2013.
- [GSB76] A. Grill, K. Sorimachi, and J.K. Brimacombe. Heat Flow, Gap Formation and Break-Outs in the Continuous Casting of Steel Slabs. *Metallurgical Transactions B*, 7:177–183, 1976.
- [HCRMG11] B. Hadala, A. Cebo-Rudnicka, Z. Malinowski, and A. Goldasz. The Influence of Thermal Stresses and Strand Bending on Surface Defect Formation in Continuous Cast Strands. *Archives of Metallurgy and Materials*, 56:367–377, 2011.
- [Hel68] H.v. Helmholtz. Über diskontinuierliche Flüssigkeitsbewegungen. *Monatsberichte königl. preussische Akademie der Wissenschaften*, 23:215–228, 1868.
- [HGL⁺12] F. Hagemann, R.-H. Gronebaum, C. Lesch, F. Klose, B. Maas, and D. Mirkovic. Prozessanalysen und theoretische Modellbetrachtungen zu Schalenfehlern auf Flachstahl. *interner SZMF-Bericht*, 57, 2012.
- [HKP96] J. Hertz, A. Krogh, and R.G. Palmer. *Introduction to the theory of neural computation*. The Advanced Book Program, Redwood City, 1996.
- [HMS02] D. Hand, H. Mannila, and P. Smyth. *Data Mining*. MIT Press, Cambridge, London, 2002.
- [HMT00] D. Haoglin, F. Mosteller, and J. Tukey. *Understanding Robust and Exploratory Data Analysis*. Wiley and Sons, Bochum, 2000.
- [HP79] R. Hauck and J. Plötschke. Fehler beim Stranggiessen. *Archive des Eisenhüttenwesens*, 50:145–150, 1979.
- [(Hr07] M. Wissmann (Hrsg.). *VDA 2005: Geometrische Produktspezifikation, Technische Zeichnungen, Angabe der Oberflächenbeschaffenheit*. Verband der Automobilindustrie, 2007.
- [(Hr08] M. Wissmann (Hrsg.). *VDA 2006: Regeln und Verfahren zur Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit*. Verband der Automobilindustrie, 2008.
- [HS88] D.R. Hush and J.M. Salas. Improving the learning rate of backpropagation with gradient re-use algorithm. *IEEE International Conference on Neural Networks*, 1:441–447, 1988.

- [IGG10] Salzgitter Flachstahl GmbH Ilseburger Grobblech GmbH. Interne Auswertung, persönliche Mitteilung: Ausfallquoten von Grobblech aufgrund von Brüchigkeit. *nicht veröffentlicht*, 2010.
- [IYY03] T. Ishikawa, N. Yukawa, and Yoshida Y. Deformation Analysis of Defects during plate rolling. *Tetsu-to-Hagané*, 89(11), 2003.
- [Jac10] H. Jacobi. Tramp Elemente. *VDEh Stahlakademie - Sekundärmetallurgische Prozesstechnik*, 2010.
- [JBG88] H. Jacobi, J. Baethmann, and J. Gronsfeld. Neuartige Bestimmung des Makro-Reinheitsgrades am unkonventionell gewalzten Strangguss. *Stahl und Eisen*, 108(20):646–658, 1988.
- [JMMP09] W. Jäger, V. Marx, G. Müller, and S. Petry. Untersuchung des Stahlreinheitsgrades für betriebliche Fragestellungen. *Stahl und Eisen*, 129(5):61–71, 2009.
- [JPP11] J. Jinan, J.H. Park, and J. Pak. Effect of Chromium on Phosphorus in Carbon Saturated Fe-Cr-P-Melts. *Proceedings ISIJ*, 24:766, 2011.
- [JTM04] M.S. Jenkins, B.G. Thomas, and R.B. Mahapatra. Investigation of Strand Surface Defects using Mold Instrumentation and Modelling. *Iron-making and Steelmaking*, 24:1–18, 2004.
- [JZ04] N. Jin and S. Zhou. Identification of impacting Factors of Surface Defects in Hot Rolling Processes using Multi-Level Regression Analysis. *Transactions of NAMRI/SME*, 32:557–564, 2004.
- [KB10] M.S. Kulkarni and A.S. Babu. Managing Quality in Continuous Casting Process using product Quality Model and simulated annealing. *National Institute of Industrial Engineering*, pages 294–306, 2010.
- [KC07] S. Kumar and W. Curtin. Crack Interaction with Microstructure. *Materials Today*, 10(9):34–44, 2007.
- [KCM⁺02] S. Kumar, S.K. Choudhary, V.V. Mahashabde, S.K. Roy, and S.K. Mahapatra. Factors Affecting Slivers in Hot and Cold Rolled Sheets. *Tata Research*, 21:149–155, 2002.
- [Kel71] L. Kelvin. Hydrokinetic Solutions and Observations. *Philosophical Magazines*, 42(4):362–377, 1871.
- [KHSF09] G. Klösch, K. Huemer, A. Sormann, and G. Frank. Nichtmetallische Einschlüsse in Langprodukten: Entstehung, Bestimmung, Auswirkungen - ein Überblick. *BHM*, 154(1):27–32, 2009.
- [KKLS88] D.S. Kim, S.K. Kim, K.Y. Lee, and Y.K. Shin. Origin of Oxide Inclusions observed at Surface Defects of Cold Rolled Sheet for Deep Drawing Automobile Application. *POSCO RIST*, pages 25–35, 1988.

- [KNIH02] T. Kizu, Y. Nagataki, T. Inazumi, and Y. Hosoya. Intergranular and Internal Oxidation during Hot Rolling Process in Ultra-Low Carbon Steels. *Proceedings ISIJ International*, 42(2):206–214, 2002.
- [Kor01] T.S. Korting. *C4.5 algorithm and Multivariate Decision Trees*. INPE - National Institute for Space Research, Sao Jsé dos Campos, Brasilien, 2001.
- [Koz12] Ernst Kozeschnik. MatCalc - The Materials Calculator, 2012.
- [KP08] J. Lee K. Park. A New Method for Estimating Human Error Probabilities. *Reliability Engineering and System Saftey*, 98(4):578–587, 2008.
- [KP11] Y.-B. Kang and J. H. Park. Dissolution Behaviour of Sulfur in Ternary Silicate Slags. *Proceedings ISIJ*, 24:765, 2011.
- [Krü06] U. Krüger. Bestimmung ausgewählter Parameter und Kennwerte digitaler Kamerasysteme. *PhotonikNet - Bilderfassung und -verarbeitung*, 2:66–69, 2006.
- [KYP11] P. Kaushik, H. Yin, and H Piolet. How to evaluate a Process for Clean Steelmaking and Quality Control. *Iron and Steel Technology*, 13:82–98, 2011.
- [LGB04] J. Lehmann, H. Gaye, and F. Bonnet. Thermodynamics applied to Ferro-Alloys Smelting. *Proceedings 10th International Ferroalloys Congress - INFACON*, 1:300–315, 2004.
- [Lie05] D. Liedtke. *VDEh-Merkblatt 450: Wärmebehandlung von Stahl - Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren*. Verlag StahlEisen, Duesseldorf, 2005.
- [Lit81] H. Litzke. Anforderungen an kaltgewalztes Feinblech, Eigenschaften und ihre Steuerung. *VDEh Stahlakademie: Umformtechnik Teil II*, 21:Duesseldorf, 1981.
- [LR05] P. Laurinen and J. Röning. An Adaptive Neural Network Model for Predicting the post Roughing Mill Temperature of Steel Slabs in the Reheating Furnace. *Journal of Materials Processing Technology*, 168(3):423–430, 2005.
- [LRR03] M. Lechner, W. Rauther, and J. Reiter. Erstellung und Validierung numerischer Modelle für das Stranggießen von Stahl. *Interne Zusammenstellung voestalpine Stahl Donawitz GmbH*, 2003.
- [LS12] R. Lackes and M. Siepermann. *Gabler Wirtschaftslexikon, Stichwort: Advanced Analytics*. Springer Gabler Verlag, <http://wirtschaftslexikon.gabler.de/Archiv/1007164/advanced-analytics-v2.html>, 2012.

- [LT04] C. Li and B.G. Thomas. Thermomechanical Finite Element Model of Shell Behaviour in Continuous Casting of Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 35B:1151–1172, 2004.
- [Maa07] B. Maas. *Diplomarbeit: Vergleichende nichtlineare Datenanalytik elektromagnetischer Online-Prüfung von feuerverzinktem Bandstahl*. Präsenzexemplar Salzgitter Mannesmann Forschung, Universität Bielefeld, Bielefeld, 2007.
- [Maa14] B. Maas. Processanalysis in Steel industry research and development - A new Approach to Material and Process Optimization. *to be published in steel research*, 1, 2014.
- [Mak85] T. Maki. Hot ductility of HSLA Steels. *Tetsu-to-Hagané*, 71:1367, 1985.
- [Man00] S. Mann. Comparametric Equations with Practical Application in quantitative Image Processing. *IEEE Transactions on Image Processing*, 9:1389–1406, 2000.
- [MAR01] Z. Masafumi, T. Arata, and T. Ryoji. Formation Mechanism of Sliver-Type Surface Defect with Oxide Scale on Sheet and Coil. *Tetsu to Hagané*, 87(2):85–92, 2001.
- [May98] M. Mayrhofer. Innere Oxidation als Hilfsmittel zur Bestimmung des Entstehungszeitpunktes von Oberflächenfehlern. *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, Jahrgang 122(11):513–520, 1998.
- [MB06] S. Michelic and C. Bernhard. Steel University - An Interactive E-Learning Resource on Steel Processing Technologies. *International Student's day of Metallurgy - Montan Universität Leoben*, 13, 2006.
- [Mey88] L. Meyer. *Möglichkeiten zur Verbesserung der Werkstoffeigenschaften von Warmband und Kaltband aus Stahl durch Optimierung der Herstellungsbedingungen*. Verlag Stahleisen, Duesseldorf, 1 edition, 1988.
- [Min99] B. Mintz. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and on the Problem of Transverse Cracks. *Proceedings ISIJ*, 39(9):833–855, 1999.
- [MIN60] T. Matsumiya, M. Ito, and Y. Nakamura. An Evaluation of Critical Strain of Internal Crack Formation in Continuously Cast Slabs. *Transactions ISIJ*, 26:540–546, 1986.
- [Mir12] D. Mirkovic. Glüh- und Warmwalzversuche präparierter Probekörper zur nachstellung von Schalenfehlern. *interner SZMF-Bericht*, 46, 2012.
- [ML68] M. Merwin and . Latham. Ductility of Steel. *Journal of the Institute of Metals*, 96:33–39, 1968.

- [MMK65] L.I. Morozenskii, O.A. Mitenev, and V.K. Krutikov. The Effect of Carbon on Hot Ductility of Low Alloy Steels. *Stahl in Engineering*, 4:272–276, 1965.
- [MMNK06] T. Miyake, M. Morishita, H. Nakata, and M. Kokita. Influence of Sulphur Content and Molten Steel Flow on Entrapment of Bubbles to Solid/Liquid Interface. *Proceedings ISIJ International*, 46(12):1817–1822, 2006.
- [MP89] M. Mézard and Nadal J. P. Learning in Feedforward Neural Network: the Tiling Algorithm. *Journal de Physique*, 22:2194–2204, 1989.
- [MP02] S. Moir and J. Preston. Surface Defects - Evolution and Behaviour from Cast Slab to Coated Strip. *Journal of Materials Processing Technology*, 126:720–724, 2002.
- [MR01] S. Mazumdar and S.K. Ray. Solidification Control in Continuous Casting of Steel. *Sadhana*, 26:179–198, 2001.
- [MY92] B. Mintz and S. Yue. The Hot Tensile Test for assessing the Likelihood of Transverse Cracking during Continuous Casting of Steel. *Proceedings 34th mechanical working and steel processing conference*, pages 391–398, 1992.
- [MYSG85] Y. Maehara, K. Yasumoto, Y Sugitani, and K. Gunji. Effect of Carbon on Hot Ductility of As-cast Low Alloy Steels. *Proceedings ISIJ*, 25:1045–1051, 1985.
- [Nas] Michael Nashvili. Decision Trees.
- [Neu05a] B. Neumann. *Bildverarbeitung für Einsteiger*. Springer, Berlin, 2005.
- [Neu05b] B. Neumann. *Bildverarbeitung für Einsteiger*. Springer Verlag, Berlin, 2005.
- [NM92] K. Nakashima and K. Mori. Interfacial Properties of Liquid Iron Alloys and Liquid Slags relating to Iron- and Steel making Processes. *Proceedings ISIJ International*, 32(1):11–18, 1992.
- [NWSM80] Y. Nishi, H. Watanabe, K. Suzuki, and T. Masumoto. Viscosities of Fe-C, Fe-P and Fe-P-C Eutectic Liquid Alloys by Capillary Method. *Journal de physique*, 8:359–62, 1980.
- [OS82] K. Okajima and H. Sakao. Equations for Surface Tension Related with Thermodynamic Enthalpy and Activities of binary molten Alloys. *Transaction of the Japanese Institut of Metals*, 23(3):121–133, 1982.
- [PB10] R. Pierer and C. Bernhard. Gängige Heißrissbildungskriterien und experimentelle Validierung. <http://library.mcc-cdl.at/8242.pdf>, 2010.

- [PEHL12] H. Peters, A. Ebel, N. Holzknecht, and N. Link. Industrial Data Mining in Steel Industry. *Proceedings Journées Sidérurgiques Internationales (JSI)*, 30, 2012.
- [PMTB06] H. Presslinger, M. Mayr, E. Tragl, and C. Bernhard. Assessment of the Primary Structure of Slabs and the Influence on Hot-Rolled and Cold-Rolled Strip Structure. *steel research*, 77(2):107–115, 2006.
- [PZey] W. Peng and J. Chen and H. Zhou. *An Implementation of ID3 - Decision Tree Learning Algorithm*. University of New South Wales, School of Computer Science and Engineering, 1998, Sydney.
- [Qui84] J.R. Quinlan. *C4.5 - Program for Machine Learning*. Morgan Kaufmann, San Mateo, CA, 1984.
- [Ray07] A. Ray. Understanding Defect Genesis in Steel Products: Some Revelations through Light Microscopy and Electron-Probe Microanalysis. *Microsc Mcroanal*, 13, 2007.
- [RHF05] K. Rendl, G. Hubmer, and M. Fleischanderl. Neue Ergebnisse mit Qualitätssicherungssystemen für Warmband. *Stahl und Eisen*, 125:57–60, 2005.
- [RI] Rapid-I. Rapidminer.
- [Rie10] S. Riedner. *Höchstfeste, nichtrostende austenitische Cr-Mn-Stähle mit C und N*. Dissertation Ruhruniversität Bochum, Bochum, 2010.
- [RLLM11] P. Ramirez-Lopez, P. Lee, and K. Mills. Towards direct Defect prediction on Continuous Casting. *Proceedings METEC-ECCC*, 7:60–71, 2011.
- [RLLMS10] P. Ramirez-Lopez, P. Lee, K. Mills, and B. Santillana. A New Approach for Modelling Slag Infiltration and Solidification in a Continuous Casting Mould. *ISIJ International*, 50(12):1797–1804, 2010.
- [RMD⁺93] A. Ray, D. Mukherjee, K. Dhua, S. Mishra, and S.K. Bhattacharyya. Microstructural features of Sliver defects in hot rolled low-carbon steel sheet. *Journal of Materials Science Letters*, 12:1148–1150, 1993.
- [Ros58] F. Rosenblatt. The Perceptron: A probabilistic Model for information storage and organization in the brain. *Psychological Review*, 65:386 – 408, 1958.
- [RPDM03] P. Rocabois, J.-N. Pontoire, V. Delville, and I. Marolleau. Different Sliver Types Observed in Sollac Steel Plants and Improved Practice to Reduce Surface Defects on Cold Rolled Sheet. *Proceedings ISSTech*, pages 995–1006, 2003.
- [RT69] J.R. Rice and D.M. Tracey. On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields. *J. Mech. Phys. Solid*, 17:201–217, 1969.

- [Sal12] Salzgitter Mannesmann Grobblech GmbH. MGB-Fehlerschlüssel. *interne Qualitätsstelle*, 2012.
- [San05] K.R. Sanatane. Steel Cleanliness: Concept, Influence on Product Quality and Improvement Measures. *Steel India*, 28(2):107–125, 2005.
- [Sch83] K. Schwerdtfeger. Rissbildung beim Stranggießen. *Archive der Eisenhüttenkunde*, 54:87–98, 1983.
- [Sch94] K. Schwerdtfeger. *Rissanfälligkeit von Stählen beim Stranggießen und Warmumformen*. Verlag Stahleisen, Duesseldorf, 1994.
- [Sch10] P. Scheller. Grundlagen der Reaktionskinetik. *VDEh Stahlakademie - Sekundärmetallurgische Prozesstechnik*, 2010.
- [SCK⁺13] M. Stolzenberg and R. Schmidt, A. Casajus, T. Kebe, M. Falkenstrom, A. Martinez, and N. Link. *Online Material Characterization at Strip Production*. Research Fund for Coal and Steel - RFCS, Luxemburg, 2013.
- [SDD10] J. Sengupta, E. Dillon, and J. Dixon. Correlation between F-Value and Sliver Index for Ultra-low-Carbon Steel Grades at ArcelorMittal Dofasco No.1 Continuous Caster. *Proceedings AISTech 2010*, 2:181–191, 2010.
- [Sea05] A. Szczur and U. Müller et al. Improvement of Rolled Strip Surface and Geometry by Advanced Automatic Diagnosis of Surface Defects and Optimisation of Friction in the Roll Gap. *RFCS-Project Final Report*, 1, 2005.
- [SFKK86] E. Schürmann, L. Fiege, H.-P. Kaiser, and T. Klages. Einfluss der Kokillenoszillation auf die Oberflächenqualität von Stranggussbrammen. *Stahl und Eisen*, 106(26):54–59, 1986.
- [SG83] A.D. Swain and H.E. Guttman. *Handbook of Human Reliability Analysis with Emphasis on Nuclear Power Plant Applications*. Sandia Laboratories, Albuquerque, 1983.
- [SGDG11] M. Simonnet, L. Gallienne, J.-F. Domgin, and P. Gardin. Modeling of unsteady flows behaviour in CC mold and Inclusions Entrapment by Mushy Zone. *Proceedings METEC-ECCC*, 7:3–11, 2011.
- [Sin98] N. Singh. Major ailments in Steel and their cure: The Lloyds Steel Experience. *Iron and Steel Review*, pages 63–70, 1998.
- [SL92] S. Sladik and M. Longauerova. Effect of Tin and Carbon on the Hot Ductility of Carbon Steels. *Metallic Materials*, 30(4):210–214, 1992.
- [SNY80] H. Suzuki, S. Nishimura, and S. Yamaguchi. Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification. *Tetsu-to-Hagané*, 65:48–55, 1980.

- [SNY98] H. Suzuki, S. Nishimura, and S. Yamaguchi. Physical Simulation of the Continuous Casting of Steels. *Proceedings Conference on phys. Simulation Techniques for Welding, Hot Forming and Continuous Casting*, 1998.
- [Sob14] I. Sobel. History and Definition of the so-called SSobel Operator", more appropriately named the Sobel-Feldman Operator. *Researchgate internet publications*, 2014.
- [SS08] L. Suarez and J. Schneider. Effect of Si on High-Temperature Oxidation of Steel during Hot Rolling. *Proceedings 3rd International Conference on Diffusion in Solids and Liquids*, 2008.
- [SSB⁺07] S. Stratemeier, D. Senk, B. Böttger, E. Subasic, and K. Göhler. Simulation and Modelling of Hot Ductility for Different Steel Grades. *Berg und Hüttenmännische Monatshefte*, 152(11):361–366, 2007.
- [SSC11] D.Y. Shin, S. M. Seo, and J. Choi. Solubility of MgO and FeO Equilibria in CaO-FeO-MgO-SiO₂ slag-Systems. *Proceedings ISIJ*, 24:767, 2011.
- [Sta12] C. Stallybrass. Warmwalzversuche vorgeschädigter Brammenstücke zur Nachstellung von Z-Schalen. *interner SZMF-Bericht*, 14, 2012.
- [Sum84] H. Sumi. A Numerical Model and Control of Plate Crown in Hot Strip or Plate Rolling. *Advanced technology of plasticity*, 2:1360–1365, 1984.
- [TDJ⁺06] P.K. Tripathy, S. Das, M.K. Jha, J.B. Singhand A.M. Kumar, and A.K. Das. Migration of slab defects during Hot Rolling. *Ironmaking and Steelmaking*, 33(6):477–483, 2006.
- [Tho06] Brian G. Thomas. Modeling of Continuous Casting - Defects Related to Mold Fluid Flow. *AIST Transactions, Iron and Steel Technology*, 3(5):2–17, 2006.
- [TKI06] C. Temmel, B. Karlsson, and N.G. Ingesten. Fatigue Anisotropy in Cross-Rolled, Hardened Medium Carbon Steel Resulting from MnS Inclusions. *Metallurgical and Materials Trans.*, 37a:2995–3007, 2006.
- [TKYC02] V. Trindade, U. Krupp, S. Yang, and H. Christ. Analyse des Hochtemperaturoxidationsverhaltens niedriglegierter Chromstähle mit Hilfe von Markerversuchen und der EBSD-Technik. *Institut für Werkstofftechnik, Universität Siegen*, 2002.
- [Tur96] E.T. Turkdogan. *Steelmaking Fundamentals*. Institute Of Materials, London, 1996.
- [Vap79] V.N. Vapnik. *Estimation of dependences based on empirical data*. Ad-danbum 1, Moskau, 1979.
- [Vap82] V.N. Vapnik. *Estimation of Dependences based on Empirical Data*. Springer, New York, 1982.

- [Wat97] S. Watanabe. Densities and Viscosities of Iron, Cobalt and Fe–Co Alloy in Liquid State. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 12:17–22, 1997.
- [WC10] K. Wünnenberg and J. Cappel. Maßnahmen zur Verbesserung des oxidischen Reinheitsgrades beim Stranggießen. *Stahl und Eisen*, 130(1):55–60, 2010.
- [Wen07] J. Wendelstorf. Metallurgical Process Modelling. *Proceedings STEEL-SIM 2007*, pages 433–438, 2007.
- [Wik] Wikimedia. Tabellensammlung Chemie.
- [Wik10] Wikimedia. Continuous Casting, 2010.
- [WK81] M. Wolf and W. Kurz. The Effect of Carbon Content on Solidification of Steel in the Continuous Casting Mold. *Metallurgical Transactions*, 12B:85–93, 1981.
- [WS12] H. Weerts and D. Senk. Online-Bestimmung des Stahlreinheitsgrades mittels Einzelfunkenspektrometrie (PDA-OES) im Rahmen der Pfannenmetallurgie. *Aachener Stahlkolloquium*, 27:175–186, 2012.
- [WZXZ10] S.J. Wang, X. Zhao, N. Xiao, and L. Zuo. Effect of Cooling Rate on the Microstructure of Proeutectoid Ferrite under a High Magnetic Field in Fe-0.52C. *steel research int*, 81:1121–1124, 2010.
- [XT11] K. Xu and B.G. Thomas. Model of microalloy precipitation during Continuous Casting and reheating. *Proceedings AISTech*, 2:773–783, 2011.
- [Yam80] K. Yamanaka. Modelling Hot Ductility of HSLA Steels. *Transactions on Iron and Steel Japan*, 20:810, 1980.
- [YHC04] S. Yong, S. Han, and K. Choi. Correlation of microstructure and cracking phenomenon occuring during Hot Rolling of lightweight Steel plates. *Materials and Metals Transactions*, 2004.
- [YS10] M.M. Yavuz and J. Sengupta. Nozzle Design for ArcelorMittal Dofasco’s No. 1 Continuous Caster for Minimizing Sliver Defects. *Proceedings AISTech 2010*, 2:41–51, 2010.
- [YYLP07] Qiang Yang, Jie Yin, Charles Ling, and Rong Pan. Extracting Actionable Knowledge from Decision Trees. *IEEE Transactions on Knowledge and Data Engineering*, 19(1):43–56, 2007.
- [ZT03a] L. Zhang and B.G. Thomas. A Review - Evaluation and Control of steel cleanliness. *Proceedings ISIJ*, 43(4):271–291, 2003.
- [ZT03b] L. Zhang and B.G. Thomas. Inclusions in Continuous Casting of Steel. *Proceedings 24th National Steelmaking Symposium*, 2:138–183, 2003.

Lebenslauf – Bengt-Henning Maas

Bengt-Henning Maas
Lockhause Straße 32c
32052 Herford

Tel.: +49 (0)5221 – 1046784
Mobil: +49 (0)177 – 1646737

Email: bengtmaas@hotmail.de

Geb. am 30.07.1982 in Wesel
Familienstand: verheiratet, ein Kind

Akademische Ausbildung

- | | |
|--------------|---|
| 2009 – heute | Berufsbegleitende Promotion in Kooperation mit der TU Clausthal, Institut für Metallurgie (Prof. Dr. K.-H. Spitzer) und der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH <ul style="list-style-type: none">• Titel: „<i>Eingehende Fehlercharakterisierung und analytische Modellierung von Brüchigkeiten und Schalenfehlern auf Grobblechoberflächen</i>“ |
| 2002 – 2007 | Physikstudium, Universität Bielefeld, Abschluss: Dipl.-Phys. <ul style="list-style-type: none">• Vertiefung in theoretischer Physik, Diplomarbeit im Bereich Statistical Physics and Condensed Matter Theory in Kooperation mit der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH• Titel: „<i>Vergleichende nichtlineare Analyse elektromagnetischer Online-Prüfdaten feuerverzinkten Bandstahls</i>“ |
| 2002 | Abitur am Rudolph-Brandes-Gymnasium, Bad Salzuflen |
-

Berufserfahrung

- | | |
|--------------|--|
| 2014 – heute | Technische Leitung Poppe + Potthoff Präzisionsstahlrohre GmbH |
| 2012 – 2014 | Leitung der Abteilung <i>Prozessanalyse und Numerische Simulation</i> <ul style="list-style-type: none">• Themenschwerpunkte:<ul style="list-style-type: none">– Kompetenzstelle im Konzern und Berater für Messsysteme, Messdatenerfassung, Prozess- und Qualitätsdatenanalysen, numerische Simulationen, Advanced Analytics, Business Intelligence Systeme, Datenbank- und Datenanalyse-systeme– zur Werkstoff- und Prozessoptimierung sowie Werkstoff- und Prozessmodellierung (selbst entwickelte und thermodynamische Modellfunktionen, deren Implementierung, numerische Lösung/ Optimierung sowie Validierung– Identifikation und Beschreibung prozessübergreifender Einflüsse auf die Materialqualität, Entwicklung und Inbetriebnahme geeigneter Messtechnik zur Charakterisierung von Werkstoff- und Prozess |
| 2007 – 2011 | Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, Abteilung Online-Prüfung und Sensorik: Wissenschaftlicher Mitarbeiter <ul style="list-style-type: none">• Inhaltliche Schwerpunkte:<ul style="list-style-type: none">– Erfassung der relevanten Prozess- und Qualitätsdaten, deren systematische Auswertung und Ableitung von Maßnahmen zur Prozessoptimierung (Qualität, Prozesssicherheit, Leistung) sowie Begleitung der Implementierung der Ergebnisse (Vorort- Einsatz im Produktionsbetrieb für mehrere Wochen und Monate)– Prozessanalyse und Data Mining für alle verketteten Prozessschritte eines integrierten Hüttenwerks (Hochofen, Stahlwerk, Walzstraßen, Oberflächenveredelungslinien) |